中国材料工程大典

中国机械工程学会 中国材料研究学会



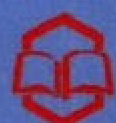
中国材料工程大典编委会




第3卷 钢铁材料工程（下）




干 勇 田志凌
董 瀚 冯 涤 王新林 主编



化学工业出版社

CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

参编学会

中国金属学会 中国化工学会 中国硅酸盐学会 中国有色金属学会 中国复合材料学会



第1卷 材料工程基础
主编：师昌绪 钟群鹏 李成功

第2卷 钢铁材料工程(上)
主编：干 勇 田志凌 董 瀚 冯 涤 王新林

■第3卷 钢铁材料工程(下)
主编：干 勇 田志凌 董 瀚 冯 涤 王新林

第4卷 有色金属材料工程(上)
主编：黄伯云 李成功 石力开 邱冠周 左铁镛

第5卷 有色金属材料工程(下)
主编：黄伯云 李成功 石力开 邱冠周 左铁镛

第6卷 高分子材料工程(上)
主编：杨鸣波 唐志玉

第7卷 高分子材料工程(下)
主编：杨鸣波 唐志玉

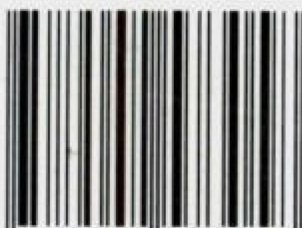
第8卷 无机非金属材料工程(上)
主编：江东亮 李龙土 欧阳世翕 施剑林

第9卷 无机非金属材料工程(下)
主编：江东亮 李龙土 欧阳世翕 施剑林

第10卷 复合材料工程
主编：益小苏 杜善义 张立同

第11卷 信息功能材料工程(上)
主编：王占国 陈立泉 屠海令

第12卷 信息功能材料工程(中)
主编：王占国 陈立泉 屠海令



卷 信息功能材料工程(下)
主编：王占国 陈立泉 屠海令

第14卷 粉末冶金材料工程
主编：韩凤麟 马福康 曹勇家

第15卷 材料热处理工程
主编：樊东黎 潘健生 徐跃明 佟晓辉

第16卷 材料表面工程(上)
主编：徐滨士 刘世参

第17卷 材料表面工程(下)
主编：徐滨士 刘世参

第18卷 材料铸造成形工程(上)
主编：柳百成 黄天佑

第19卷 材料铸造成形工程(下)
主编：柳百成 黄天佑

第20卷 材料塑性成形工程(上)
主编：胡正寰 夏巨谌

第21卷 材料塑性成形工程(下)
主编：胡正寰 夏巨谌

第22卷 材料焊接工程(上)
主编：史耀武

第23卷 材料焊接工程(下)
主编：史耀武

第24卷 材料特种加工成形工程(上)
主编：王至尧

第25卷 材料特种加工成形工程(下)
主编：王至尧

第26卷 材料表征与检测技术
主编：徐祖耀 黄本立 鄢国强

ISBN 7-5025-7305-4
9 787502 573058 >

ISBN 7-5025-7305-4
定价：210.00元

中国材料工程大典

中国机械工程学会　中国材料研究学会



中国材料工程大典编委会

第3卷　钢铁材料工程(下)

干　勇　田志凌
董　瀚　冯　涤　王新林　主编

（京）新登字 039 号

内容简介

中国材料工程大典是中国机械工程学会和中国材料研究学会共同组织全国 39 位院士、百余位各学科带头人、千余位材料工程专家共同执笔编写，全面反映当今国内外材料工程领域发展的最新资料和最新成果，集实用性、先进性和权威性于一体的大型综合性工具书。中国材料工程大典包括材料工程基础、钢铁材料工程、有色金属材料工程、高分子材料工程、无机非金属材料工程、复合材料工程、信息功能材料工程、粉末冶金材料工程、材料热处理工程、材料表面工程、材料铸造成形工程、材料塑性成形工程、材料焊接工程、材料特种加工成形工程、材料表征与检测技术等内容，涵盖了材料工程的各个领域，将最新的实用数据（特别是与国际接轨的标准数据）、图表与先进实用的科研成果系统地集合起来，并附应用实例，充分展示了材料工程各领域的现状和未来。中国材料工程大典不仅可以满足现代企业正确选材，合理用材，应用先进的材料成形加工技术，提高产品质量和性能，降低产品成本，增强产品市场竞争力的需要，而且对推动中国材料科学与材料成形加工技术的不断创新，促进制造业的发展，提高我国制造业的竞争能力，具有重要的现实意义。

本书为第 3 卷，钢铁材料工程（下）。主要内容包括合金结构钢、合金弹簧钢、滚动轴承钢、合金工具钢、高速工具钢、不锈钢、耐热钢、耐磨钢、易切削钢、超高强度钢、高强度不锈钢、低温钢、无磁钢、钎钢等。

本书主要供具有大专以上文化水平，从事材料工程研究的工程技术人员在综合研究和处理钢铁材料工程的各类技术问题时使用，起备查、提示和启发的作用，也可供研究人员、理工院校的有关师生参考。

图书在版编目（CIP）数据

中国材料工程大典．第 3 卷，钢铁材料工程．下/干勇等主编．—北京：化学工业出版社，2005.8
ISBN 7-5025-7305-4

Ⅰ．中…　Ⅱ．干…　Ⅲ．①材料科学　②黑色金属－金属材料　Ⅳ．①TB3 ②TG141

中国版本图书馆 CIP 数据核字（2005）第 094449 号

中国材料工程大典
第 3 卷
钢铁材料工程（下）
中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会
干勇等　主编
责任编辑：周国庆　陈志良　李骏带
责任校对：李　林
封面设计：雷嘉琦

*

化学工业出版社出版发行
（北京市朝阳区惠新里 3 号　邮政编码：100029）
购书咨询：(010) 64982530
(010) 64918013
购书传真：(010) 64982630
http://www.cip.com.cn

*

新华书店北京发行所经销
北京蓝海印刷有限公司印装
开本 880mm×1230mm 1/16　印张 75　字数 3605 千字
2006 年 1 月第 1 版　2006 年 1 月北京第 1 次印刷
ISBN 7－5025－7305－4
定价：210.00 元

鸣　　谢

在编写过程中，得到以下部门和单位的支持和协作，使《中国材料工程大典》得以顺利编撰完成。在此，中国材料工程大典编委会代表全体作者表示衷心感谢！

支持部门：中华人民共和国科学技术部
国防科学技术工业委员会
国家自然科学基金委员会
中国科学技术协会
中国科学院
中国工程院

协 作 单 位

钢铁研究总院
北京有色金属研究总院
北京航空材料研究院
中国建筑材料科学研究院
中国科学院金属研究所
中国科学院上海硅酸盐研究所
上海宝钢集团公司
中国石油化工集团公司
中国铝业公司
清华大学
中南大学
太原钢铁集团公司
西北有色金属研究院
宁夏东方有色金属集团公司
华中科技大学
中国第二重型机械集团公司
北京科技大学
北京航空航天大学
中国航天集团第 703 研究所
中国特种设备检测研究中心
哈尔滨工业大学
贵州安大航空锻造公司
东北大学
西安重型机械研究所
中国科学院半导体研究所
四川大学
北京航空制造工程研究所
中国科学院物理研究所
西北工业大学
北京矿冶研究总院
沈阳铸造研究所
江苏法尔胜公司

篇　目

第1卷　材料工程基础

主编：师昌绪院士　钟群鹏院士　李成功教授

第1篇	材料科学与工程概论	主编：师昌绪院士　李成功教授　刘治国教授
第2篇	材料成形基础理论	主编：董湘怀教授
第3篇	材料成形数值模拟	主编：柳玉起教授
第4篇	材料成形优化设计方法	主编：赵国群教授
第5篇	材料失效分析	主编：钟群鹏院士　李鹤林院士　张　峥教授
第6篇	材料强度设计	主编：谢里阳教授　王永岩教授

第2、3卷　钢铁材料工程（上、下）

主编：干　勇院士　田志凌教授　董　瀚教授　冯　涤教授　王新林教授

第1篇	概论	主编：干　勇院士
第2篇	钢铁牌号表示方法	主编：林慧国教授
第3篇	铁	主编：祖荣祥教授
第4篇	铸铁与铸钢	主编：陈　琦教授　彭兆弟教授
第5篇	非合金钢	主编：杨忠民教授
第6篇	低合金钢	主编：董　瀚教授　雍歧龙教授　刘清友教授　杨才福教授
第7篇	超细晶钢	主编：刘正才教授
第8篇	镍基和铁镍基耐蚀合金	主编：康喜范教授
第9篇	电热合金	主编：唐昌世教授
第10篇	高温合金	主编：冯　涤教授
第11篇	金属功能材料	主编：王新林教授　陈国钧教授
第12篇	钢铁焊接材料	主编：田志凌教授
第13篇	合金钢	主编：董　瀚教授

第4、5卷　有色金属材料工程（上、下）

主编：黄伯云院士　李成功教授　石力开教授　邱冠周教授　左铁镛院士

第1篇	概论	主编：黄伯云院士　邱冠周教授
第2篇	铝及铝合金	主编：田荣璋教授　肖亚庆教授
第3篇	镁及镁合金	主编：黎文献教授
第4篇	铜及铜合金	主编：汪明朴教授　尹志民教授
第5篇	镍、钴及其合金	主编：唐仁政教授
第6篇	锌、铅、锡及其合金	主编：田荣璋教授
第7篇	钛及钛合金	主编：李成功教授　马济民教授　邓　炬教授
第8篇	钨、钼及其合金	主编：王德志教授　潘叶金教授
第9篇	硬质合金	主编：吴恩熙教授
第10篇	钽、铌及其合金材料	主编：何季麟院士
第11篇	铍、锆、铪及其合金材料	主编：刘建章教授　聂大钧教授
第12篇	贵金属及其合金材料	主编：孙加林教授　张康侯教授　宁远涛教授　张永俐教授
第13篇	有色金属层状复合材料	主编：张新明教授　谢建新教授
第14篇	有色金属新材料	主编：石力开教授　左铁镛院士

第6、7卷　高分子材料工程（上、下）

主编：杨鸣波教授　唐志玉教授

第1篇	概论	主编：杨鸣波教授　唐志玉教授
第2篇	塑料工程	主编：吴智华教授
第3篇	有机纤维	主编：叶光斗教授　徐建军教授
第4篇	橡胶工程	主编：谢邦互教授

第5篇　高分子胶粘剂　主编：朱如瑾教授
第6篇　功能高分子　主编：罗祥林教授
第7篇　皮革材料　主编：张　扬教授

第8、9卷　无机非金属材料工程（上、下）

主编：江东亮院士　李龙土院士　欧阳世翕教授　施剑林教授

第1篇　概论　主编：江东亮院士
第2篇　结构陶瓷　主编：江东亮院士　黄校先教授　潘振甦教授
第3篇　功能陶瓷　主编：李龙土院士　徐廷献教授
第4篇　传统陶瓷　主编：同继锋教授
第5篇　玻璃　主编：马眷荣教授
第6篇　晶体材料　主编：罗豪甦教授　仲维卓教授
第7篇　无机涂层材料　主编：丁传贤院士　赵金榜教授
第8篇　耐火材料　主编：李　楠教授　张用宾教授　李虹霞教授
第9篇　碳、石墨材料　主编：李龙土院士　沈万慈教授
第10篇　水泥与混凝土　主编：隋同波教授
第11篇　其他新型无机材料　主编：施剑林教授

第10卷　复合材料工程

主编：益小苏教授　杜善义院士　张立同院士

第1篇　复合材料导论　主编：益小苏教授
第2篇　复合材料用增强体材料　主编：冯春祥教授　楚增勇教授
第3篇　聚合物基体材料　主编：陈祥宝教授
第4篇　纺织复合材料　主编：丁　辛教授
第5篇　复合材料界面　主编：黄玉东教授
第6篇　工业聚合物基复合材料与玻璃钢　主编：刘其贤教授　刘占阳教授　高红梅教授
第7篇　先进树脂基复合材料　主编：杨乃滨教授
第8篇　热塑性聚合物基复合材料　主编：张　忠教授　傅绍云教授
第9篇　金属基复合材料　主编：耿　林教授　吴　昆教授
第10篇　陶瓷（玻璃）基复合材料　主编：张立同院士　黄　勇教授
第11篇　碳基复合材料　主编：张立同院士　李贺军教授
第12篇　水泥基复合材料　主编：吴科如教授
第13篇　复合材料力学问题与设计　主编：杜善义院士　梁　军教授
第14篇　复合材料结构设计与分析　主编：沈　真教授
第15篇　复合材料性能实验、表征与质量控制　主编：张佐光教授　张子龙教授
第16篇　功能复合材料与新型复合材料　主编：刘献明教授　傅绍云教授　张　忠教授

第11、12、13卷　信息功能材料工程（上、中、下）

主编：王占国院士　陈立泉院士　屠海令教授

第1篇　概论　主编：王占国院士
第2篇　半导体硅材料　主编：杨德仁教授
第3篇　集成电路制造技术　主编：吴德馨院士　刘　明研究员
第4篇　硅基异质结构材料和器件　主编：余金中研究员
第5篇　化合物半导体材料　主编：屠海令教授　赵有文研究员
第6篇　宽带隙半导体及其应用　主编：郑有炓院士
第7篇　半导体低维结构和量子器件　主编：陈涌海研究员　叶小玲教授　王占国院士
第8篇　存储材料　主编：顾冬红研究员　吴谊群研究员
第9篇　显示材料　主编：邱　勇教授　应根裕教授
第10篇　通信光纤材料及其工艺　主编：赵梓森院士
第11篇　全固态激光器及相关材料　主编：许祖彦院士　沈德忠院士
第12篇　稀土磁性材料与自旋电子材料　主编：刘治国教授
第13篇　超导材料　主编：陈立泉院士　蘄常青教授
第14篇　传感器材料　主编：陈治明教授　雷天民教授
第15篇　红外材料　主编：储君浩教授

第 16 篇	先进储能材料	主编：陈立泉院士
第 17 篇	一维纳米材料和纳米结构	主编：张立德教授　解思深院士
第 18 篇	发光材料	主编：石春山研究员
第 19 篇	微加工技术	主编：冯　稷教授
第 20 篇	光子晶体	主编：张道中教授

第 14 卷　粉末冶金材料工程

主编：韩凤麟教授　马福康教授　曹勇家教授

第 1 篇	概论	主编：韩凤麟教授
第 2 篇	金属粉末生产与特性	主编：韩凤麟教授　夏志华教授
第 3 篇	金属粉末性能测试与相应标准	主编：张晋远教授
第 4 篇	成形与固结	主编：果世驹教授
第 5 篇	后续加工与质量控制	主编：贾成厂教授
第 6 篇	粉末冶金材料	主编：曹勇家教授　马福康教授　易建宏教授
第 7 篇	粉末冶金材料应用与新发展	主编：王尔德教授　韩凤麟教授

第 15 卷　材料热处理工程

主编：樊东黎教授　潘健生院士　徐跃明研究员　佟晓辉研究员

第 1 篇	概论	主编：樊东黎教授
第 2 篇	材料热处理技术基础	主编：樊东黎教授
第 3 篇	材料热处理工艺	主编：徐跃明研究员
第 4 篇	热处理设备	主编：佟晓辉研究员
第 5 篇	材料热处理	主编：徐跃明研究员
第 6 篇	热处理 CAD/CAM/CAE	主编：潘健生院士
第 7 篇	热处理清洁生产和安全	主编：樊东黎教授
第 8 篇	热处理质量控制与无损检测	主编：佟晓辉研究员

第 16、17 卷　材料表面工程（上、下）

主编：徐滨士院士　刘世参教授

第 1 篇	概论	主编：徐滨士院士　刘世参教授
第 2 篇	材料服役中表面的失效行为及防治	主编：涂善东教授
第 3 篇	表面覆层形成与结合机理	主编：徐滨士院士　朱绍华教授
第 4 篇	涂装	主编：吴　行教授
第 5 篇	热喷涂	主编：徐滨士院士　李长久教授
第 6 篇	堆焊	主编：董祖珏教授
第 7 篇	电镀与电刷镀	主编：马世宁教授
第 8 篇	化学镀与转化膜技术	主编：姜晓霞研究员　董首山研究员
第 9 篇	化学热处理	主编：董汉山教授
第 10 篇	热浸镀	主编：刘邦津教授
第 11 篇	气相沉积技术及功能薄膜材料制备	主编：吕反修教授
第 12 篇	高能束表面处理技术	主编：左铁钏教授
第 13 篇	纳米表面工程	主编：徐滨士院士
第 14 篇	封存与包装	主编：梁志杰高工
第 15 篇	表面工程技术设计	主编：徐滨士院士　朱绍华教授
第 16 篇	表面工程质量控制与检测	主编：史耀武教授

第 18、19 卷　材料铸造成形工程（上、下）

主编：柳百成院士　黄天佑教授

第 1 篇	概论	主编：柳百成院士
第 2 篇	铸造合金及其熔炼	主编：邢建东教授
第 3 篇	铸造成形工艺技术基础	主编：郭景杰教授
第 4 篇	砂型铸造	主编：黄天佑教授
第 5 篇	特种铸造	主编：姜不居教授

篇	篇名	主编
第6篇	铸造成形 CAD/CAE	主编：熊守美教授
第7篇	铸造生产质量检测及控制	主编：黄天佑教授

第20、21卷　材料塑性成形工程（上、下）

主编：胡正寰院士　夏巨谌教授

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：夏巨谌教授　张　金教授
第2篇	锻造成形	主编：夏巨谌教授　郭会光教授
第3篇	板料冲压成形	主编：杨　合教授　华　林教授　刘郁丽教授
第4篇	板型管轧制成形	主编：张　杰教授　杨海波教授　施东成教授　陈南宁教授
第5篇	零件轧制成形	主编：胡正寰院士　华　林教授
第6篇	特种锻造	主编：王高潮教授
第7篇	板管特种成形	主编：李明哲教授　蔡中义教授
第8篇	型材挤压成形	主编：夏巨谌教授　闫　洪教授
第9篇	塑性成形 CAD/CAM	主编：李志刚教授
第10篇	塑性成形质量控制与检测	主编：吕　炎教授

第22、23卷　材料焊接工程（上、下）

主编：史耀武教授

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：史耀武教授
第2篇	材料焊接加工技术基础	主编：史耀武教授
第3篇	焊接方法与设备	主编：史耀武教授　殷树言教授
第4篇	材料焊接	主编：史耀武教授　任家烈教授
第5篇	焊接生产过程自动化	主编：蒋力培教授
第6篇	焊接结构设计	主编：陈祝年教授
第7篇	焊接结构制造	主编：史耀武教授
第8篇	焊接生产质量管理与无损检测	主编：解应龙教授
第9篇	焊接结构服役与再制造	主编：史耀武教授

第24、25卷　材料特种加工成形工程（上、下）

主编：王至尧研究员

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：齐从谦教授
第2篇	材料电火花成形加工技术	主编：刘晋春教授　白基成教授　郭永丰教授
第3篇	材料数控电火花线切割技术	主编：李明辉教授
第4篇	材料电化学加工技术	主编：徐家文教授
第5篇	材料高能束流加工技术	主编：王亚军教授
第6篇	快速原型与快速制造	主编：颜永年教授
第7篇	电加工机床质量控制与检测	主编：连克仁教授

第26卷　材料表征与检测技术

主编：徐祖耀院士　黄本立院士　鄢国强教授

篇	篇名	主编
第1篇	概论	主编：徐祖耀院士　黄本立院士　陈文哲教授　鄢国强教授　朱万森教授
第2篇	化学成分分析方法	主编：黄本立院士　吴　诚教授　方禹之教授　邱德仁教授　吴性良教授
第3篇	常用材料化学成分分析	主编：鄢国强教授　马冲先教授　卓尚军研究员
第4篇	材料物理性能测试	主编：陈文哲教授　李　强教授
第5篇	材料力学性能测试	主编：陈文哲教授　陈运远教授　杨晓华教授
第6篇	材料化学性能测试	主编：杨　武教授　李光福教授
第7篇	金相分析	主编：唐汝钧教授　李　晋教授
第8篇	无损检测	主编：王务同教授　杨晓华教授
第9篇	X射线衍射分析	主编：漆　玄教授　蒋建中教授
第10篇	电子显微分析	主编：陈世朴教授　孙　坚教授
第11篇	核技术分析及其他检测与表征技术	主编：陈世朴教授　梁　齐教授

A2

序

材料是当代社会经济发展的物质基础，也是制造业发展的基础和重要保障。进入21世纪以来，随着经济全球化的发展和中国的崛起，现代制造业的重心正不断向中国转移。据统计，今天中国制造业直接创造国民生产总值的1/3以上，约占全国工业生产的4/5，为国家财政提供1/3以上的收入，占出口总额的90%。但是与发达国家相比，我国制造业的水平不高、自主创新能力不足、高端市场竞争力还不强。我国虽然已是世界制造业大国，但还不是世界制造业强国。在有关因素中，材料工程基础薄弱是制约我国制造业发展的关键因素。广义的材料工程包括材料制备、测试和加工成形过程。为了提高我国制造业的水平和竞争力，突破材料工程这个薄弱环节，中国机械工程学会和中国材料研究学会牵头，会同中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会共同组织编撰《中国材料工程大典》(简称《材料大典》)，其目的是力图为我国制造业提供一部集科学性、先进性和实用性于一体的综合性专业工具书。以满足广大科技工作者的迫切需求，为科技自主创新和我国制造业的崛起加强技术基础。

经过5年多的艰苦努力，《材料大典》终将出版了。这部共26卷约7000万字的巨著，是39位两院院士和1200余位参编专家教授们辛勤劳动的智慧结晶。有的作者为此牺牲了健康，如一位退休了的总工程师，为了把他多年的研究成果和实践经验写成书稿，由于长时间写作，导致眼睛视网膜脱落……。这种敬业精神与坚强毅力是值得我们学习铭记的。借此机会，我们要感谢中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会的支持。这些学会的众多专家教授积极参与了《材料大典》编写工作，与中国机械工程学会和中国材料研究学会的专家教授一起完成这项艰巨任务，从而使《材料大典》在完整性与先进性、科学性与实用性的结合上得到了加强；我们要感谢科学技术部、国防科学技术工业委员会、国家自然科学基金委员会、中国科学技术协会、中国科学院、中国工程院，以及各协作单位对编写工作的大力支持和积极帮助；我们也要感谢师昌绪院士等顾问的殷切指导，他们在编委会的两次工作会议上提出了许多重要的意见和建议，平时也给予了经常关心和指导，使我们少走了许多弯路；我们还要对关心和支持《材料大典》编写工作的科研院所、院校、企业以及有关人员表示感谢。没有大家的支持与协同，就不可能有《材料大典》的成功编写和顺利出版。

《材料大典》既总结了10多年来在材料工程方面的最新数据、图表及科研成果，还汇集了国内外在材料工程方面的成熟经验和先进理念，它体现了科学性、先进性和实用性的结合。可供具有大专以上文化水平的有关工程技术人员查阅使用，也可供理工院校的师生参考。

编撰《材料大典》涉及范围广，难度大，书中不可避免地会存在一些缺点和不足之处，恳请各位读者指正。

中国机械工程学会理事长
中国材料工程大典编委会主任

2005年9月23日

前　言

《有色金属材料工程》是《中国材料工程大典》中的卷目之一。

如何正确选材，合理用材，尽可能挖掘材料使用性能的潜力，提高材料利用率和循环使用率，以节约材料、节约能源，保证国民经济的可持续发展，这是广大科技人员急需解决的问题，也是编写《中国材料工程大典》中《有色金属材料工程》卷的目的。

在元素周期表中，除铁、铬、锰以外的金属元素统称为有色金属，国际统称非铁金属。各种有色金属元素都具有各自的独特性能。现代科技的发展，对材料提出了千差万别的各种特殊性能的要求，很大部分都是依靠发展有色金属材料来得到满足的。因此，有色金属材料的发展受到各国的高度重视。到 2004 年我国常用有色金属产量约 1500 多万吨，跃居世界第一位。今后，随着我国经济建设规模的不断扩大，对有色金属材料的需求，在产量、品质、品种等方面都将提出更高的要求。这对有色金属工业既是机遇，也是挑战。

根据大典编委会提出的大纲要求，经过有关专家多次讨论修改后，确定本卷共分 14 篇，约 470 万字，分上、下两册出版。为尽可能全面系统地反映有色金属材料的现状与发展，邀请了中南大学、北京科技大学、西北有色金属研究院、昆明贵金属研究所、北京有色金属研究总院、北京航空材料研究院、宁夏 905 厂、北京工业大学等单位的 68 位相关领域的专家参加编写和审稿。全书由黄伯云、李成功、石力开、邱冠周、左铁镛任主编，历时 4 年完稿。

各篇的主编如下：

篇	名称	主编			
第 1 篇	概论	黄伯云	邱冠周		
第 2 篇	铝及铝合金	田荣璋	肖亚庆		
第 3 篇	镁及镁合金	黎文献			
第 4 篇	铜及铜合金	汪明朴	尹志民		
第 5 篇	镍、钴及其合金	唐仁政			
第 6 篇	锌、铅、锡及其合金	田荣璋			
第 7 篇	钛及钛合金	李成功	马济民	邓　炬	
第 8 篇	钨、钼及其合金	王德志	潘叶金		
第 9 篇	硬质合金	吴恩熙			
第 10 篇	钽、铌及其合金材料	何季麟			
第 11 篇	铍、锆、铪及其合金材料	刘建章	聂大钧		
第 12 篇	贵金属及其合金材料	孙加林	张康侯	宁远涛	张永俐
第 13 篇	有色金属层状复合材料	张新明	谢建新		
第 14 篇	有色金属新材料	石力开	左铁镛		

本书是目前有关有色金属材料方面最全面、最系统的工具书。具有数据详细、齐全、新颖以及实用性和先进性相统一等特点。可供制造业和其他相关行业的工程技术人员，管理人员以及材料科学与工程专业的师生查阅。

由于内容多、时间紧和编著者水平所限，其中难免存在不少问题和不足，敬请广大读者批评指正。

黄伯云　李成功

石力开　邱冠周　左铁镛

2005 年 10 月 24 日

目　录

第 13 篇

合 金 钢

主 编 董 瀚

编 写 董 瀚 章守华 雍岐龙 惠卫军 祖荣祥
魏果能 马党参 陈再枝 罗 迪 康喜范
刘正东 程世长 朱维翰 苏 杰 王维明
丁雅莉 刘宪民 刘树勋 刘 蕤 杨志勇
梁剑雄 宋为顺 张永权 张英健 胡 铭

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会

第1章 概　　述

铁是金属中应用最为广泛的元素，以铁为基的 Fe-C 合金是工业中应用最为广泛的合金。在铁和非合金钢中加入合金元素能明显改变其性能，合适的合金化并通过合适的工艺配合可使合金元素的有益作用充分发挥，使钢铁材料得到其原来所不具备的、优良的或特殊的性能，如很多合金钢具有较好的强度和韧性的配合；有的合金钢在低温下具有良好的低温韧性；有的合金钢在高温下具有较高的硬度、强度及抗氧化性；有的合金钢在腐蚀介质中具有良好的耐蚀性；有的合金钢具有良好的工艺性能如热塑性、冷变形性、淬透性及可焊性等。这些性能的获得主要是由于合金元素的加入改变了钢铁材料的内部组织结构的缘故。合金元素加入钢中，产生了异类原子之间的相互作用，如合金元素与铁、碳及合金元素之间的相互作用，由此改变了钢中各组成相的相对稳定性，并产生了许多稳定的亚稳定的新相，从而改变了原有的组织或形成新的组织，获得新的性能或改善原有性能。

人们一般把有意添加并使钢材性能发生有益变化的元素称之为合金元素，而把非有意添加的并使钢材性能发生不利变化的元素称之为杂质元素。然而，任何非铁元素加入钢中均会使钢的性能发生变化，在一定的添加量和一定的工艺条件下这种变化可能是有益于某种性能的，但添加量超过一定的范围或工艺条件的变化也会对该性能产生不利影响；某种元素的加入可能对钢材的某一性能有益而对另一性能不利。因此，我们认为，并没有必要区分合金元素及杂质元素，关键的问题是了解和掌握元素加入钢中后对钢的特定性能的影响规律，并利用这种规律进行合理的控制就可使钢的性能朝人们所希望的方向变化。只要控制得当，传统意义的杂质元素也会变成有益的合金元素，如硫在大多数钢中被认为是杂质元素，但在电工钢中却具有抑制晶粒长大的作用而被称之为晶粒抑制剂，在易切削钢中由于明显改善钢的可切削性而成为重要的合金元素，近年来在采用 CSP 工艺生产的低碳钢中显示出良好的作用；铜由于会导致热脆因而在很多钢中被认为是杂质元素，但在抗大气腐蚀钢中却是重要的合金元素。随着钢铁材料科学与工程技术的不断发展，很多传统意义的杂质元素成为合金元素，而一些原来很难应用的元素（如钙、镁等）也可加入钢中而成为合金元素，合金钢的范围和种类将不断扩大。

合金元素与铁、碳及合金元素之间的相互作用是合金内部相、组织结构变化的基础。而这些元素之间在原子结构、原子尺寸及晶体点阵之间的差异，则是产生这种作用的根源。目前钢中常用的合金元素有十几个，分属于元素周期表中不同周期。

第 2 周期：B、C、N；

第 3 周期：Al、Si、P、S；

第 4 周期：Ti、V、Cr、Mn、Co、Ni、Cu；

第 5 周期：Y、Zr、Nb、Mo；

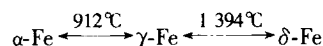
第 6 周期：La 族（RE）、Ta、W。

合金元素在钢中主要以固溶于铁基固溶体中和形成各种第二相（包括单质第二相如铜、石墨等，碳化物如 Fe_3C、VC、$Cr_{23}C_6$、Mo_2C 等，氮化物如 Fe_4N、AlN、TiN 等，硼化物如 Fe_2B、FeB 等，硫化物如 MnS、$Ti_2S_2C_2$ 等，氧化物如 FeO、Al_3O_2、Al_3O_2-SiO_2 等，金属间化合物如 Ni_3Al、FeV、$NbFe_2$ 等）的形式存在，不同的存在形式所导致的作用效果具有相当大的差别，必须分别加以讨论和分析。

1　固溶于铁基体中的合金元素

合金元素加入钢中后，均或多或少地会固溶于铁基体中而形成铁基固溶体，随着测试精度的不断提高，发现原来一直认为完全不会固溶于铁基体中的元素也具有一定的固溶度。固溶的合金元素将对铁基体的相对稳定性产生一定的影响，从而改变铁的平衡相图。

众所周知，铁在加热和冷却过程中将发生如下的固态多型性相变：



$$\alpha\text{-Fe} \xrightleftharpoons{912℃} \gamma\text{-Fe} \xrightleftharpoons{1\,394℃} \delta\text{-Fe}$$

合金元素加入钢中后对 α-Fe、γ-Fe 和 δ-Fe 的相对稳定性及多型性固态相变温度 A_3 和 A_4 均有极大的影响。对于那些在 γ-Fe 中有较大的溶解度，并稳定 γ-Fe 而使 γ-Fe 存在的温度范围扩大的合金元素，一般称为奥氏体形成元素；而对在 α-Fe 中有较大的溶解度，使 γ-Fe 不稳定而使 γ-Fe 存在的温度范围缩小的合金元素，则称为铁素体形成元素。它们对铁的多型性固态相变的影响特点如下：

1）使 A_3 温度降低，A_4 温度升高的合金元素被称为扩大 γ 相区的奥氏体形成元素，它包括以下两种情况。

开启 γ 相区：这类元素主要有锰、钴和镍 3 种，它们在 γ-Fe 中可以无限固溶，因而使 γ 相区存在的温度范围显著变宽，使 δ 相区和 α 相区明显缩小，当固溶度较大时甚至在室温也仍可使钢保持为单相奥氏体。这些奥氏体形成元素如镍，本身就具有面心立方点阵；而锰和钴的多型体固态相变晶型中，在一定温度范围内存在着面心立方点阵。这种类型的相图如图 13.1-1 所示。但需注意钴的特殊性，它开启 γ 相区，但却使 A_3 温度升高，这使钴产生了一些反常的行为。

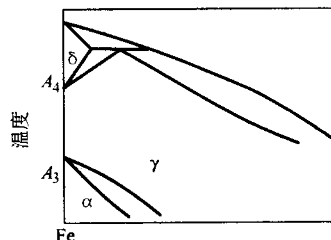


图 13.1-1　开启 γ 相区类型的 Fe-M 相图

扩大 γ 相区：这类元素主要有碳、氮、铜、金、锌等，它们虽然使 γ 相区扩大，但在 γ-Fe 中是有限溶解的，碳和氮与铁形成间隙固溶体，铜、金、锌则形成置换固溶体，当合金元素含量超过溶解度限时，则将出现石墨、ε-铜等单质相或 Fe_3C、Fe_4N 等化合物相。同时，在低于 A_3 温度的某一温度 A_1 将发生 γ-Fe→α-Fe + Fe_3C（或 Fe_4N、石墨、ε-铜等）的共析相变。显然，由于共析相变的特点，A_1 温度下这些元素在 α-Fe 中的固溶度将小于在 γ-Fe 中的固溶度，这种类型的相图如 13.1-2 所示。

2）使 A_3 温度升高、A_4 温度降低的合金元素被称为缩小 γ 相区的铁素体形成元素，它也包括两种情况。

封闭 γ 相区：这类元素使 A_3 点温度升高，A_4 点温度下降，在一定质量分数时 A_3、A_4 点汇合，使得 γ 相区为 α 相区所封闭，在相图上形成 γ 相圈，如图 13.1-3 所示。属于这类元素的有钒、铬、钛、钼、钨、铝、硅、磷、锡、锑、砷等。其中钒和铬在 α-Fe 中可以无限固溶，其余元素在α-Fe中有限固溶。

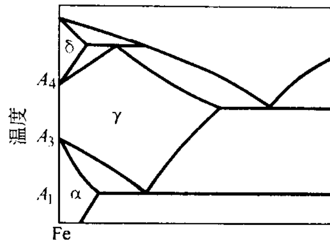


图 13.1-2　扩大γ相区类型的 Fe-M 相图

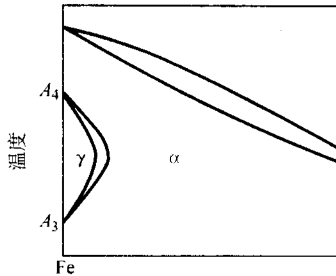


图 13.1-3　封闭γ相区类型的 Fe-M 相图

缩小γ相区：这类元素与封闭γ相区元素相似，但由于出现了金属间化合物，破坏了γ圈的完整性，使得α-Fe 相区与δ-Fe 相区被分割开，同时在高于 A_3 温度的某一温度将发生γ-Fe + 金属间化合物→α-Fe 的包析相变。显然，由于包析相变的特点，在该包析相变温度下，这些元素在α-Fe 中的固溶度将大于在γ-Fe 中的固溶度。这类元素有硼、锆、铌、钽、硫、铈等。这种类型的相图如 13.1-4 所示。

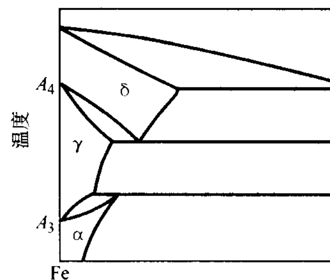


图 13.1-4　缩小γ相区类型的 Fe-M 相图

当固溶的合金元素的原子尺寸相对于铁很小，而与铁晶体结构中的间隙位置的尺寸（见表 13.1-1）接近时，将形成间隙固溶体，如第 1 周期的元素氢和第 2 周期的元素碳、氮、氧、硼等。但元素硼较为特殊，其原子尺寸相对较大(见表 13.1-2)，故在铁基体中有可能形成间隙固溶体但也有可能形成置换固溶体。显然、由于间隙位置有限，因而间隙固溶体必然只能是有限固溶的。

表 13.1-1　铁晶体结构中的间隙位置

晶体结构	原子半径/nm	八面体间隙		四面体间隙	
		单胞中间隙位置数目	间隙半径/nm	单胞中间隙位置数目	间隙半径/nm
γ-Fe（fcc，1 148℃）	0.129 58	4	0.053 67	8	0.029 12
α-Fe（bcc，727℃）	0.125 30	6	0.019 38	12	0.036 46

表 13.1-2　铁基体中主要间隙固溶元素的原子半径　nm

H	B	C	N	O
0.046	0.097	0.077	0.071	0.060

间隙固溶元素在钢中的固溶度主要受间隙固溶后产生的晶格畸变能所制约，由表 13.1-1 可看出，γ-Fe 点阵结构中的八面体间隙比α-Fe 点阵结构中的间隙位置的尺寸明显要大，因而各种间隙固溶元素在γ-Fe 中的固溶度明显大于在α-Fe 中的固溶度；而从表 13.1-2 可看出，在硼、碳、氮 3 个元素中，氮在铁基体中应具有最大的固溶度，碳次之，硼最小。很多研究者通过热力学计算和试验研究得到了各种间隙固溶元素在钢中的溶度积公式如下：

$$\lg[C]_\alpha = 2.38 - 4\,040/T \quad (Fe_3C\text{ 在 }\alpha\text{ 铁中}) \tag{13.1-1}$$

$$\lg[C]_\gamma = 1.36 - 1\,480/T \quad (Fe_3C\text{ 在 }\gamma\text{ 铁中}) \tag{13.1-2}$$

$$\lg[C]_\alpha = 3.60 - 4\,660/T \quad (\chi\text{ 碳化物 }Fe_{2.2}C\text{ 在 }\alpha\text{ 铁中，}473 \sim 623\text{ K}) \tag{13.1-3}$$

$$\lg[C]_\alpha = 0.06 - 1\,335/T \quad (\varepsilon\text{ 碳化物 }Fe_{2.4}C\text{ 在 }\alpha\text{ 铁中}) \tag{13.1-4}$$

$$\lg[C]_\alpha = 3.81 - 5\,550/T \quad (\text{石墨在 }\alpha\text{ 铁中},573 \sim 1\,011\text{ K}) \tag{13.1-5}$$

$$\lg[C]_\gamma = 1.50 - 1\,680/T \quad (\text{石墨在 }\gamma\text{ 铁中},1\,011 \sim 1\,427\text{ K}) \tag{13.1-6}$$

$$\lg[N]_\alpha = 1.090 - 1\,813/T \quad (Fe_4N\text{ 在 }\alpha\text{ 铁中},368 \sim 863\text{ K}) \tag{13.1-7}$$

$$\lg[N]_\gamma = 0.940\,2 - 479/T \quad (Fe_4N\text{ 在 }\gamma\text{ 铁中},863 \sim 923\text{ K}) \tag{13.1-8}$$

$$\lg[N]_\alpha = -1.009 - 1\,572/T \quad [N_2(\text{气})\text{在 }\alpha\text{ 铁中},500 \sim 1\,173\text{ K}] \tag{13.1-9}$$

$$\lg[N]_\gamma = -2.195 + 791/T \quad [N_2(\text{气})\text{在 }\gamma\text{ 铁中},1\,173 \sim 1\,350\text{ K}] \tag{13.1-10}$$

以上各式中，[M] 代表处于固溶态的 M 元素的质量分数，T 为温度（单位为 K 碳）。必须注意，对应的相不同，其固溶度公式也不同，如石墨炭在铁基体中的固溶度比 Fe_3C 在铁基体中的固溶度略小；而氮气在铁基体中的固溶度比 Fe_4N 在铁基体中的固溶度远远要小得多。此外，式（13.1-10）还表明，氮（气）在奥氏体中的平衡固溶度随温度升高而降低，即在较低的温度下反而能得到较大的固溶度，这在工业生产实际中也必须充分注意而进行合理应用。另外，ε 碳化物 $Fe_{2.4}C$ 在α铁中的固溶度公式（13.1-4）的计算固溶度比 Fe_3C 明显偏大，其主要原因可能是淬火钢回火过程中首先析出的 $Fe_{2.4}C$ 会重新溶解于α铁中而析出 Fe_3C 所致。

Fe_4N 在共析温度（590℃）下在α-Fe 中的固溶度为 0.096 8%N，比 Fe_3C 在共析温度（727℃）下在α-Fe 中的固溶度 0.021 8%C 要高得多。

钢中大多数合金元素都与铁形成置换固溶体，置换固溶体有可能是无限互溶的，也有可能是有限固溶。Hume-Rothery 总结了一次固溶体（端际固溶体）固溶度变化的一般规律如下。

1) 原子尺寸因素　溶质原子与溶剂原子的相对尺寸大小是决定固溶度的最重要因素，其他条件相同时，溶质与溶剂的原子半径相对差 $\Delta r = \frac{|r_{溶质} - r_{溶剂}|}{r_{溶剂}}$ 越大，固溶度越小；当 Δr 小于 14%～15%时，有利于形成固溶度很大的固溶体(其他条件也有利时将形成无限固溶体)。

2) 化学亲和力因素　溶质与溶剂间的负电性差越小，固溶度越大；当负电性差很大而可能形成稳定的中间相或金属间化合物时，固溶度明显下降。

3) 电子浓度因素　电子浓度定义为合金中价电子数与原子数的比值 e/a，若溶剂金属的原子价为 V，溶质金属的原子价为 v，溶质的原子百分溶度为 x，则有：

$$\frac{e}{a}=\frac{V(100-x)+vx}{100} \qquad (13.1\text{-}11)$$

极限电子浓度一般在1.4左右，对面心立方点阵的溶剂，极限电子浓度约为1.36；对体心立方点阵的溶剂，极限电子浓度约为1.48。超过极限电子浓度，一般将导致中间相的出现。因而由式（13.1-11）可估算最大固溶度。同时由该式还可知，溶质的原子价越高，其最大固溶度越低。

4）晶体点阵因素　当上述各影响因素均有利于固溶时，溶质与溶剂间相同的晶体点阵类型是决定是否可无限互溶的重要条件。即使在有限固溶的情况下，溶质与溶剂间相同的晶体点阵类型也有利于提高溶质的固溶度。

由此，各种置换固溶合金元素在钢中的固溶度以及它们扩大或缩小γ相区的作用与该元素在周期表中的位置有关。若该元素本身具有面心立方点阵（或在其固态多型性转变晶体结构中有一种是面心立方点阵），与铁的电负性相近，原子尺寸相近，则有利于扩大γ相区；若该元素本身具有体心立方点阵，与铁的电负性具有一定差别，则趋向于缩小γ相区。以周期表中第4周期元素为例，其中过渡族元素从Ti-V-Cr-Mn-Fe-Co-Ni-Cu的顺序排列，随原子序数增高，元素的晶体点阵由体心立方向面心立方转变，钛、钒、铬具有体心立方点阵；锰、铁、钴在其固态多型性转变晶体结构中都有一种是面心立方点阵；而镍和铜只有单一的面心立方点阵。由此，它们对铁的γ相区的作用规律为，随着原子序数增高，该元素由缩小γ相区类型变化到扩大γ相区类型。其中钴和镍与铁属于同一副族而锰与铁相隔最近，因而将与γ-Fe无限互溶；铜与铁的电负性有相对较大的差别，此外铁基固溶体要求d层电子参加形成金属键，而铜主要是s层电子参加结合，铜的3d层电子已满，但它可以分解，其中一个3d层电子可参与铁的金属键结合，故尽管其也是扩大γ相区元素，但只能有限固溶。从另一方面考虑，在形成铁基固溶体时，d层电子是主要参加形成固溶体金属键结合的电子，由钛到铜，3d层电子由2个增加到10个，钛为2个，钒为3个、铬为5个、锰为5个、铁为6个、钴为7个、镍为8个、铜为10个。3d层电子≤5个的元素是缩小γ相区的，使 A_3 点上升 A_4 点下降，如钛和钒；而3d层电子≥5个的元素是扩大γ相区的，使 A_3 点下降 A_4 点上升，如锰、钴、镍、铜。铬则具有过渡性，铬含量<7.5%时使 A_3 点下降，而当铬含量≥7.5%时使 A_3 点上升，但随铬含量的升高总是使 A_4 点明显下降，因而仍然具有封闭的γ相区。此外，在缩小γ相区元素中，与铁的原子尺寸和电负性相差较小的元素如铬和钒可与α-Fe无限互溶，而钛则只能有限固溶（形成封闭的γ相圈）。

此外，尺寸因素对固溶度也起着重要作用。周期表中第5周期及第6周期的元素，例如锆、铌、钼、钽、钨等，由于其原子尺寸比铁明显要大，故毫无例外地属于缩小γ相区元素，且在铁中的溶解度比第4周期元素明显要小。硼是一个非常特殊的元素，其原子半径为0.097 nm，它与铁原子半径之比为0.77，比铁原子明显偏小但又比铁晶体点阵中的间隙位置尺寸明显要大，因此，硼的原子无论是与铁形成间隙固溶体还是置换固溶体都会引起较大的点阵畸变，故硼不论在γ-Fe中还是在α-Fe中的固溶度均很小。

可以从热力学来讨论各元素扩大或缩小γ相区的作用。用 C_α 和 C_γ 分别表示在温度 T 时某元素在α相和γ相中的平衡浓度，若α相和γ相之间处于平衡状态下，则可得到：

$$\frac{C_\alpha}{C_\gamma}=\beta\exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right) \qquad (13.1\text{-}12)$$

或

$$\ln\left(\frac{C_\alpha}{\beta C_\gamma}\right)=\frac{\Delta H}{RT} \qquad (13.1\text{-}13)$$

式中 β 为常数。对置换固溶体，$\beta=1$；对间隙固溶体，$\beta=3$。ΔH 为热焓的变化，即单位溶质元素溶于γ相的溶解热减去溶于α相的溶解热的差值。ΔH 值的正负可用来判别元素的类别：

对铁素体形成元素　$H_\alpha < H_\gamma$　所以 $\Delta H > 0$

对奥氏体形成元素　$H_\alpha > H_\gamma$　所以 $\Delta H < 0$

由此可得到两种最基本的不同类型的平衡图，见图13.1-5，二者呈镜面反映。图中相平衡边界可由热学方程式来描述。当 $\Delta H<0$ 时，$C_\alpha < C_\gamma$，γ相区是开启的；当 $\Delta H>0$ 时，$C_\alpha > C_\gamma$ 出现γ相圈。图13.1-5中箭头表示 ΔH 值增大使相界面移动的倾向。作为一级近似，ΔH 值与温度无关，实际可视为常数。图13.1-6是各元素 ΔH 值的直方图，其 ΔH 值可用来表示各元素作用能力的"相对强度"的量度。

a）ΔH 为负，$H_\alpha > H_\gamma$，开启γ相区　b）ΔH 为正，$H_\alpha < H_\gamma$，缩小γ相区

图 13.1-5　两种最基本的不同类型的平衡图

图 13.1-6　各元素 ΔH 值的直方图

各种合金元素在铁基体中的最大固溶度见表13.1-3。

表 13.1-3　各种合金元素在铁基体中的最大固溶度

元素	最大固溶度/%		元素	最大固溶度/%	
	α-Fe中	γ-Fe中		α-Fe中	γ-Fe中
Co	80.4（162℃）	无限	Cr	无限	11.5（986℃）
Ni	4.81（492℃）	无限	V	无限	1.26(1 156℃)
Mn	3.27（248℃）	无限	Ti	8.39(1 287℃)	0.69(1 157℃)
Cu	1.80(843℃)	7.23(1 098℃)[1]	Al	52.3(792℃)	0.78(1 197℃)
C(Fe_3C)	0.021 8(727℃)	2.11(1 148℃)	Si	14.8(963℃)	1.73(1 164℃)
N(Fe_4N)	0.097(590℃)	2.64(650℃)	Mo	36.4(1 453℃)	2.82(1 141℃)
B(Fe_2B)	0.004 1(914℃)	0.015(1 176℃)[2]	W	34.6(1 547℃)	4.33(1 119℃)
P	2.47(1 049℃)	0.31(1 146℃)	Nb	1.23(957℃)	1.61(1 184℃)
S(FeS)	0.022(914℃)	0.62(1 366℃)	Zr	约0.3	约0.7

注：1. 括号内的温度表示在该温度下具有最大固溶度。除Zr外，全部数据引自Thermo-Calc。
2. 若与液态铜平衡，则最大固溶度为11.65%（1 434℃）。
3. 若与液相平衡，则最大固溶度为0.022%（1 359℃）。

在铁基固溶体中，由于溶质原子与铁之间的差异，有时还会出现溶质原子的偏聚现象或短程有序。如Fe-Cr、Fe-Mo、Fe-V、Fe-Cu等合金和Fe-Ni-Co-Mo钢中都发现溶质原子的偏聚现象，而在Fe-Al、Fe-Si、Fe-Cr-Al、Ni-Cr、Ni-Al和

Ni-Mo 等合金中都存在短程有序现象。

2　合金元素与钢中晶体缺陷的相互作用

金属和合金中的晶体缺陷包括晶界、相界、亚晶界、位错、层错、空位等，而溶质原子本身也是一种点缺陷，在这些晶体缺陷附近，原子排列的周期性受到一程度的破坏，发生晶体点阵的畸变，与完整的无缺陷晶体比较，这些晶体缺陷区将具有较高的畸变能量。合金元素或杂质元素固溶于铁基体后，从降低系统总能量考虑，基于溶质原子的尺寸因素和电子因素，它们将会与这些晶体缺陷产生交互作用。溶质原子与晶界结合，形成晶界内吸附，或称溶质原子的晶界偏聚；溶质原子与位错结合，形成某些气团（如柯垂耳气团、史诺克气团），溶质原子在位错线周围偏聚、溶质原子与层错结合，形成铃木气团。因此，很多溶质元素在合金中的含量可能非常微小，但由于和晶体缺陷的交互作用，在这些缺陷区可能达到很高的富集浓度，从而对合金的组织和性能产生巨大的影响，如晶界扩散、位错管道扩散、晶界强化、晶界脆性、晶间腐蚀、晶界迁移、相变时晶体缺陷处优先形核、应力松弛、内耗等。

产生溶质元素的晶界偏聚和气团的主要因素是溶质原子与基体原子之间的弹性作用。晶体点阵发生畸变需要很大的能量，如把 α-Fe 晶体点阵沿空间三个方向均匀弹性拉长 10%，所需应力为 15 450 MPa，相应的弹性应变能即晶格畸变能为 62 800J/mol（作为比较，当晶粒尺寸细化到 10 μm 时，总的晶界能大致为 1.4J/mol）。因此，与基体原子尺寸相差较大的溶质原子在完整晶体内局部微区引发的晶格畸变能是十分巨大的，为了降低能量，较基体原子大或小的溶质原子将从完整晶体处迁移到晶界、相界和位错等缺陷区域。较基体原子大的置换原子趋向于迁移到缺陷区域为膨胀的地方，而较基体原子小的置换原子趋向于迁移到缺陷区域受压缩的地方，间隙原子趋向于迁移到缺陷区域为膨胀的地方，由此可以使晶体点阵的畸变或多或少地松弛，从而明显降低系统的内能。而在晶体缺陷处，总存在着膨胀的地方和受压缩的地方，如晶界处由于原子排列的混乱，有的地方原子排列稀疏将为膨胀，有的地方原子排列拥挤将受压缩；正刃型位错线上方受压缩，而下方为膨胀。因此，溶质原子向晶体缺陷处的偏聚过程一般均是自发进行的。

考虑偏聚的平衡热力学，McLean 借助统计力学，假设晶界是无规则的理想固溶体、偏聚元素之间无相互作用，由此导出了溶质原子在晶体缺陷处内吸附的关系式：

$$C_g = \frac{C_0 \exp\ (\Delta U/RT)}{1 - C_0 + C_0 \exp\ (\Delta U/RT)} \qquad (13.1\text{-}14)$$

式中，C_g 为晶体缺陷区域的溶质偏聚浓度；C_0 为溶质在基体内的平衡固溶浓度；ΔU 为溶质元素在完整晶体点阵内和在晶体缺陷区域所产生的晶格畸变能的差值；T 为热力学温度。

当 C_0 远小于 1 时，式（13.1-14）可简化为：

$$C_g = C_0 \exp\ (\Delta U/RT) \qquad (13.1\text{-}15)$$

影响溶质偏聚程度的因素首先是溶质元素引起的 ΔU 值，由于溶质元素在完整晶体点阵内固溶所导致的晶格畸变能总是大于其在晶体缺陷区域时所产生的晶格畸变能，因而 ΔU 总是正值，一般情况下，ΔU 值在 0～20 kJ/mol 范围内。图 13.1-7 给出溶质原子在晶体缺陷处的富集系数 C_g/C_0 随晶格畸变能的差值 ΔU 和温度 T 的变化。

溶质与基体的原子尺寸差是造成溶质元素在完整晶体点阵内产生晶格畸变的主要原因，溶质与基体的原子尺寸差越大，溶质元素在完整晶体点阵内固溶所导致的晶格畸变能越大，从溶质和铁基体原子尺寸（转换成配位数为 12 时的原子直径）的差别可以估计晶格畸变能，表 13.1-4 给出了钢中主要合金元素的原子尺寸及其与铁原子尺寸的相对差别。

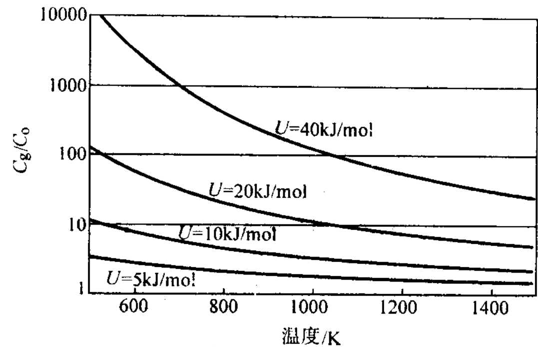


图 13.1-7　溶质原子在晶体缺陷处的富集系数 C_g/C_0 随晶格畸变能差值 ΔU 和温度 T 的变化

表 13.1-4　钢中主要合金元素的原子尺寸及其与铁原子尺寸的相对差别

元　素	Fe	Cr	Mn	Co	Ni	Cu	V	Ti	Al
配位数 12 时的原子直径/nm	0.255 4	0.257 0	0.258 5	0.250 6	0.249 1	0.255 6	0.269 7	0.292 3	0.286 3
与铁原子尺寸的相对差别/%	—	0.63	1.21	-1.88	-2.47	0.08	5.60	14.45	12.10
元　素	Mo	Nb	Zr	W	Ta	Si	P	S	B
配位数 12 时的原子直径/nm	0.280 3	0.294 1	0.320 5	0.282 0	0.294 2	0.267	0.200	0.028	0.190
与铁原子尺寸的相对差别/%	9.75	15.15	25.49	10.42	15.19	4.54	-21.7	-18.6	-25.6

应该指出，由于晶体缺陷区的尺寸很小，故溶质原子在晶体缺陷处的偏聚还会受到相当大的限制，如晶界偏聚区宽度一般只有几个原子层厚，在纳米（nm）数量级，如钢中磷的晶界偏聚宽度约 6 nm，锑的晶界偏聚宽度约 7 nm；而位错偏聚区原则上仅限于位错管道几个原子直径的线状区域。由此，一方面由于偏聚位置的有限（由原子的尺寸因素考虑，并非缺陷区所有原子位置都能接纳溶质原子，只有与完整晶格内原子尺寸的偏差达到一定临界值以上的原子位置，即晶格畸变能差达到相当的程度时，才能接纳溶质原子）而限制了溶质在晶体缺陷处的富集系数 C_g/C_0 的最大值（一般的富集系数很少超过 10^4）；另一方面由于可完全消除溶质原子晶格畸变的位置更为有限，因而溶质原子进入缺陷区后仍要产生一定程度的晶格畸变，因此，ΔU 应该为溶质元素在完整晶体点阵内所产生的晶格畸变能与其在缺陷区域所产生的晶格畸变能之差，而溶质元素在缺陷区域所产生的晶格畸变能增大，ΔU 将明显减小，由此就使缺陷富集系数 C_g/C_0 显著减小。

由此，基体中缺陷处的原子排列混乱程度将明显影响溶质偏聚程度，原子排列越混乱，溶质原子在完整晶体点阵内所产生的晶格畸变能与其在缺陷区域所产生的晶格畸变能之差就越大，溶质偏聚程度就越严重。由此，钢中的晶界、相界、亚晶界、孪晶界、位错等缺陷处的溶质偏聚程度将不会相等；同样是晶界，相邻晶粒的位向差不同，溶质偏聚程度也会有差别。

此外，对非金属溶质元素来说，除了原子尺寸差别的影响外，其化学键的特性将造成基体晶格畸变的非对称性，因而在同样的尺寸差别下晶格畸变能还要明显增大；因此，尽管在表 13.1-4 中仍然给出了它们的原子尺寸及其与铁原子尺寸的相对差别，但只能在非金属溶质原子间进行比较。

间隙固溶原子的偏聚行为则主要与间隙原子尺寸和基体间隙位置尺寸的相对差别有关（见表 13.1-1 和表 13.1-2），当间隙原子尺寸小于基体间隙位置尺寸时将基本不会发生晶格畸变，这是与置换固溶原子不同之处。钢中硼、碳、氮等

元素的原子尺寸均明显大于基体间隙位置尺寸，因而将发生明显的在晶体缺陷处的偏聚。

由表 13.1-4 和图 13.1-7 可看出，铬、锰、钴、镍、铜、钒等元素固溶于钢中时，其所造成的晶格畸变较小，相应的晶格畸变能也就很小，因而基本不会发生在晶体缺陷处的偏聚；而锆、钛、钽、铌等金属溶质元素及硼、磷、硫等非金属溶质元素则会发生非常显著的偏聚。另一方面，溶质元素在铁基体中的固溶度是溶质尺寸因素和电子因素的综合反映，固溶度越小的合金系，其在晶体缺陷处的偏聚也越显著，故由表 13.1-3 的最大固溶度也可推测合金元素的偏聚倾向。相关的试验测试结果见图 13.1-8。而在 Fe-M 二元系中，产生强烈晶界偏聚的元素见表 13.1-5。

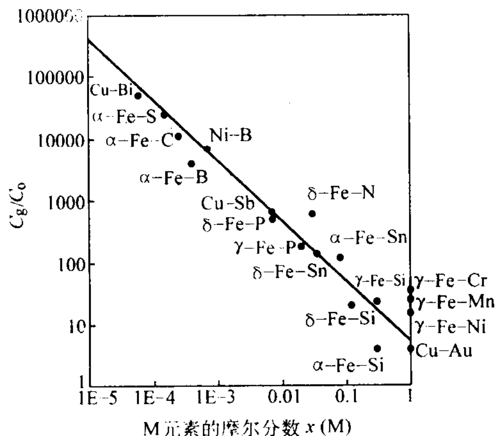


图 13.1-8　晶界偏聚富集系数 C_g/C_0 与固溶度的关系

表 13.1-5　铁中产生强烈晶界偏聚的元素

周期	Ⅳ族	Ⅴ族	Ⅵ族
2	C	N	O
3	Si	P	S
4	Ge	As	Se
5	Sn	Sb	Te
6		Bi	

由式（13.1-15）还可看出，温度明显影响溶质在晶界的偏聚浓度。假定在一定温度范围内 U 值不随温度改变，则随着温度的降低，C_g/C_0 值将迅速增大，即晶界偏聚浓度迅速升高；反之，随着温度的升高，C_g/C_0 值将迅速降低，晶界偏聚现象逐渐减弱。另一方面，由于晶格畸变能还取决于溶质元素和基体的弹性模量，而高温下弹性模量将迅速降低，使得 ΔU 值明显减小，因而将进一步减弱晶界偏聚现象。例如，硼是相当强烈的晶界偏聚元素，其在奥氏体晶界的偏聚显著提高钢的淬透性，但含硼钢的淬透性将随淬火温度的升高而下降，830℃左右加热钢的淬透性最高，在 1 100℃加热时含硼钢与无硼钢的淬透性已基本相当，说明此时硼已均匀分布在奥氏体中，晶界偏聚现象已基本消失。又如，磷在原奥氏体晶界的偏聚是产生高温回火脆性的主要原因，在 400～600℃温度范围内回火将使磷产生明显的晶界偏聚导致产生回火脆性，而已产生回火脆性的钢重新加热到 650℃以上将可使磷的晶界偏聚程度明显降低，再通过快冷至室温即可消除回火脆性现象。

此外，溶质原子在晶体缺陷处的偏聚还是一个溶质扩散过程，只有在溶质原子能够有效扩散的温度范围才能发生偏聚，并且需要一定时间才能达到该温度下的溶质在晶体缺陷的平衡偏聚浓度 C_g。氢原子扩散激活能很小，在 0℃以下就可迅速扩散，并与位错结合形成柯垂耳气团；碳、氮原子需要在室温附近至 200℃左右产生晶界偏聚或柯垂耳气团；而磷原子在 350℃以上才会产生显著的在原奥氏体晶界的偏聚；钼、铌等高熔点金属原子则只有在 500℃以上才发生明显的晶界偏聚。

晶界偏聚动力学表明，达到最终平衡偏聚浓度的 50% 和 90% 所需的时间 t_{50} 和 t_{90} 分别为：

$$t_{50} = 0.591\frac{\alpha^2 d^2}{4D} \tag{13.1-16}$$

$$t_{90} = 30.8\frac{\alpha^2 d^2}{4D} = 52t_{50} \tag{13.1-17}$$

式中，α 为溶质在晶界的富集系数（C_g/C_0）；D 为晶界厚度；D 溶质元素在该温度下在铁基体中的扩散系数，其随温度的降低而呈指数规律地降低，由此导致达到一定程度的偏聚的时间随温度的降低而呈指数规律地增大。

由此，溶质原子在基体晶体缺陷处的平衡偏聚程度随温度和时间的变化曲线将呈现 C 曲线的形式，高温下尽管可迅速达到平衡偏聚，但平衡偏聚程度很小；较低的温度下尽管平衡偏聚程度非常大，但由于原子扩散非常缓慢而不会发生；只有在一定的温度范围且需要一定的扩散时间才会出现明显的偏聚。准确掌握不同溶质元素的偏聚温度范围和所需时间，就可有效地控制溶质原子的偏聚过程，从而利用溶质偏聚的有利作用而避免其有害作用。如前所述，已产生回火脆性的含磷钢重新加热到 650℃以上并快冷至 350℃以下即可消除回火脆性现象，就是这方面成功的应用实例。

此外，一种溶质元素的偏聚还会对另一种溶质元素的偏聚产生明显的影响，它们之间的相互作用有以下几种情况。(1) 各溶质元素对偏聚位置的相互竞争，偏聚倾向强烈的优先偏聚元素由于优先占据了偏聚位置而将减弱其他元素的偏聚，如硼、锑由于优先偏聚而会明显降低硫在晶界的偏聚浓度。(2) 改变偏聚元素的扩散激活能从而影响偏聚速度，增大偏聚元素扩散激活能的另一溶质元素的存在将明显减缓偏聚元素的偏聚速率，反之则加快偏聚速率。如铈能减慢锑在铁晶界的偏聚速度；锰降低磷在 α-Fe 中的扩散激活能而加快磷的偏聚，而钼则由于增大磷在 α-Fe 中的扩散激活能而减缓磷的偏聚。(3) 溶质元素之间在晶界发生强烈的相互作用，形成共偏聚或原子团，如淬火钢高温回火时锰和磷、镍和锑等形成共偏聚而促进回火脆性。

Cuttmann 考虑了原子对之间的交互作用，研究了多元系中溶质元素在晶界的共偏聚，如钢中合金元素 M（Mn、Cr、Ni、Mo、Ti 等）与杂质元素 I（如 P、Sn、Sb、As 等）之间发生的交互作用，由此导出了第 i 组元在晶界平衡偏聚浓度的公式：

$$C_i^g = \frac{C_i^0 \exp(\Delta H_i/RT)}{1 + \sum_{j=1}^{n-1} C_j^g[\exp(\Delta H_j/RT) - 1]} \tag{13.1-18}$$

式中，C_j^g、C_j^0 分别为第 i 个溶质元素在晶界的平衡偏聚浓度和在基体中的平衡浓度；ΔH_j 为第 i 个溶质元素在合金中发生晶界偏聚的自由焓的变化。

式（13.1-18）研究的是包括了 n 个溶质元素的系统，可处理 $n-1$ 个溶质元素对第 i 个溶质元素的晶界偏聚程度的影响。

为了估价合金元素 M 和杂质元素 I 之间相互作用程度，Guttmann 采用二者形成化合物时的生成热 $\Delta H_{298}^{\ominus}$（298 K 时的标准生成热）作为相互作用的自由焓的变化值。$\Delta H_{298}^{\ominus}$ 负值相当大时，M 和 I 之间将形成稳定的化合物沉淀析出，$\Delta H_{298}^{\ominus}$ 负值小或甚至为正值时很难形成共偏聚，而 $\Delta H_{298}^{\ominus}$ 负值适中时将产生强烈的晶界共偏聚。M-I 间的标准生成热及共偏聚倾向见表 13.1-6，$\Delta H_{298}^{\ominus}$ 负值相当大的 Mn-S 系主要以硫化物析出，而 Mn-Sb、Ni-Sb、Ni-P 的 $\Delta H_{298}^{\ominus}$ 负值适中，产生强烈的晶界共偏聚倾向，这是结构钢高温可逆回火脆性的主

要原因。

表 13.1-6　溶质元素间的共偏聚倾向

M-I	$-\Delta H_{298}^{\ominus}$/kJ·mol^{-1}	共偏聚倾向
MnSb	27.2	强
NiSb	83.7	强
Ni_3Sn_2	64.2	强
Ni_3P	73.3	强
MnS	213.4	析出

溶质元素在晶界的富集程度超过该元素的化合物在该温度下的固溶度后，将会产生晶界沉淀。如含硼钢中高温下硼是均匀分布于奥氏体中，随后冷却时硼在晶界偏聚，进一步保温一段时间将发生晶界沉淀和晶内沉淀。图 13.1-9 为这 3 个过程的动力学曲线。

高温下的晶界偏聚对随后低温下扩散型相变的晶界形核有极大的影响，如磷、硼、铈等在奥氏体晶界的偏聚将推迟过冷奥氏体分解时先共析铁素体或珠光体的晶界形核，从而提高钢的淬透性。

最后，基体的点阵类型对置换固溶元素的偏聚行为不会产生明显影响，但对间隙固溶元素的偏聚则具有重要影响，这是因为面心立方点阵或密排六方点阵中的间隙位置的尺寸明显大于体心立方点阵的间隙位置，间隙固溶原子在体心立方点阵中固溶时造成的畸变较大，因而偏聚倾向强烈，如碳、氮在铁素体和马氏体中的偏聚倾向比在奥氏体中要显著得多。

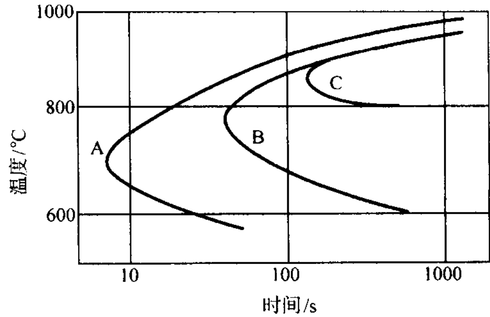


图 13.1-9　硼在钢中的偏聚（A）晶界沉淀（B）和晶内沉淀（C）的动力学曲线

3　钢中的碳化物

合金元素加入钢中的另一主要存在方式是形成各种第二相，钢中的各种第二相可分为正常价化合物、单质、金属间化合物、间隙相和间隙化合物，单质第二相的最典型例子是 Cu，氧化物、硫化物一般被分类为正常价化合物［尽管 FeS、FeO、Fe_2O_3 也有一定的金属间化合物的特征如其化学组成可在一定范围内变化］，而碳化物、氮化物、硼化物则被认为是间隙相和间隙化合物。

由于钢铁材料一般均含有一定量的碳元素，而碳与铁及各种金属合金元素之间均会在一定条件下形成碳化物，因而碳化物是钢中相当重要的组成相，碳化物的类型、成分、数量、尺寸大小、形状及分布对钢的性能有十分重要的影响。碳化物比之铁基体金属，具有高硬度、高弹性模量、高熔点和高脆性的特点。钢中主要碳化物的物理性质如晶体点阵结构、密度、熔点、标准生成热和力学性能（如硬度和弹性模量）见表13.1-7。

表 13.1-7　钢中主要碳化物的物理和力学特性

碳化物	TiC	VC	NbC	ZrC	TaC	WC	Mo_2C	W_2C	$Cr_{23}C_6$	Cr_7C_3	Fe_3C
晶体点阵	fcc	fcc	fcc	fcc	fcc	六方	六方	六方	立方	六方	正交
室温点阵常数/nm	0.431 76	0.418 2	0.446 99	0.469 57	0.444 13	0.290 63 0.283 67	0.302 33 0.473 44	0.298 5 0.471 6	1.065 0	1.398 0 0.452 3	0.452 35 0.508 90 0.674 33
理论密度/g·cm^{-3}	4.944	5.717	7.803	6.623	14.630	15.674	9.034	17.327	6.972	6.941	7.683
$-\Delta H_{298}^{\ominus}$/kJ·mol^{-1}	184.1	100.8	140.6	196.6	143.1	40.0	46.0	26.4	396.2	181.2	−22.6
HV	3 200	2 094	2 400	2 560	1 790	2 080	1 950	3 200	1 300	1 450	1 340
$T_{熔}$/℃	3 017	2 830	3 480	3 532	4 000	2 785	2 430	2 795	1 550	1 665	1 227
E/GPa	451	430	338	348	310	696	533	—	—	—	—

从具有高弹性模量和高硬度来看，碳化物具有共价键化合物的某些特点，在形成碳化物时，碳将部分价电子转给了金属晶体，在 M－C 之间可能存在共价键，因而引起晶体中键的强度增加。但碳化物仍具有正的电阻温度系数以及低温下的超导性，这表明它具有金属的导电特性，即金属原子间仍保持着金属键。一般来说，碳化物中占主导的是金属键。

过渡族金属的碳化物中，金属原子和碳原子相互作用排列成密排的或稍有畸变的密排晶体结构，形成由金属和碳的亚点阵相互组合的间隙结构。金属元素的亚点阵尽管与其相应的纯金属的点阵不同，但仍属于典型的体心立方、面心立方、密排六方或复杂结构；若金属元素亚点阵的间隙足够大，可以容纳碳原子时，碳原子将组成相应的碳的亚点阵而穿插于金属元素亚点阵之中；由此，碳化物就形成具有简单密排结构的间隙相。而若金属元素亚点阵的间隙并不足以完全容纳碳原子时，碳原子进入间隙位置后将引起金属元素亚点阵的适当变化，由此得到复杂结构的间隙化合物。所以过渡族金属的原子半径 r_M 和碳原子半径 r_C 的比值 r_C/r_M 决定了可以形成简单密排的碳化物还是复杂结构的碳化物。一些金属元素的 r_C/r_M 值如下：

金属	Fe	Mn	Cr	V	Mo	W	Ti	Nb	Ta	Zr	U	Hf	Th
r_C/r_M	0.61	0.60	0.61	0.57	0.56	0.55	0.53	0.53	0.52	0.48	0.48	0.46	0.43

而不同类型的碳化物的形成规律如下。

1）当 $r_C/r_M<0.59$ 时，形成简单密排结构的碳化物，即间隙相，主要包括以下两种。

① 形成 NaCl 型面心立方点阵的碳化物。钒副族元素

(V、Nb、Ta)及钛副族元素(Ti、Zr、Hf)主要形成该类型的碳化物，如VC、NbC、TiC、ZrC、TaC、HfC，通常称之为MC相，其晶体点阵结构见图13.1-10，金属原子以面心立方的方式排列，而原子尺寸较小的C原子占据所有可供利用的八面体间隙位置，或也可认为是金属原子面心立方点阵与C原子面心立方点阵穿插构成。原则上金属原子与碳原子的比是1:1，但间隙原子往往会存在一定程度的缺位而使其化学式成为MC_x（$x \leqslant 1$），x一般可在0.7～1之间变化，如VC中的x在0.75～1之间；NbC、TaC中的x在0.6～1之间；而TiC、ZrC、HfC中的x在0.38～1之间。碳原子的缺位将引起碳化物的硬度和点阵常数的改变，随碳原子缺位程度的增大（x减小），碳化物的硬度和点阵常数将减小，如NbC中当x为0.7时，点阵常数a为0.443 nm，而NbC的点阵常数a为0.447 nm。

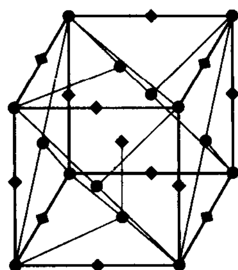


图 13.1-10 NaCl型面心立方点阵碳化物、氮化物的晶体结构

●—金属原子；◆—C原子

② 形成六方点阵的碳化物。主要是钨、钼与碳形成的碳化物MoC、WC、Mo_2C、W_2C。M_2C类型碳化物的点阵常数的c/a比约为1.57～1.58，属于密排六方点阵，单位晶胞中有6个金属原子和6个碳原子。而六方MC类型碳化物点阵常数的c/a比约为1.02～1.03，属于简单六方点阵，单位晶胞中有3个金属原子和3个碳原子。六方MC型和M_2C型碳化物的单位晶胞见图13.1-11。

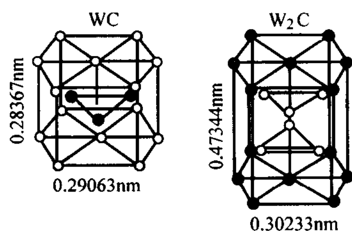


图 13.1-11 钨和碳形成的六方点阵的MC和M_2C型碳化物单胞

2）当$r_C/r_M>0.59$时，形成复杂结构的碳化物。此时由于碳原子尺寸相对于密排点阵的间隙位置的尺寸略大，故金属原子的点阵必须在密排点阵的基础上适当变化，因而形成复杂的晶体结构。

① 形成复杂立方点阵的$M_{23}C_6$型碳化物。这种类型的碳化物有$Cr_{23}C_6$和$Mn_{23}C_6$，点阵常数a分别为1.065 nm和1.059 nm，单位晶胞中有92个金属原子和24个碳原子。复杂立方点阵的$M_{23}C_6$型碳化物的单位晶胞见图13.1-12。

② 形成复杂六方点阵的M_7C_3型碳化物（如Cr_7C_3和Mn_7C_3）。Cr_7C_3的点阵常数为a 1.398 nm，c 0.453 2 nm，单位晶胞中有162个金属原子和72个碳原子。

③ 形成正交点阵的M_3C型碳化物（如Fe_3C和Mn_3C）。Fe_3C的点阵常数为$a=0.452\ 35$ nm，$b=0.508\ 90$ nm，$c=0.674\ 33$ nm，单位晶胞中有12个金属原子和4个碳原子。其单位晶胞见图13.1-13。

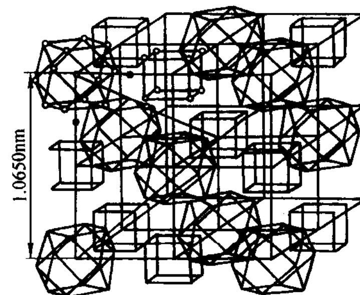


图 13.1-12 具有复杂立方点阵的$Cr_{23}C_6$型碳化物单胞

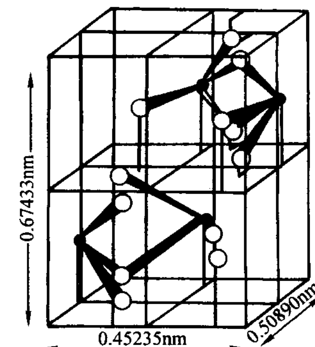


图 13.1-13 具有正交点阵的Fe_3C型碳化物的晶体点阵

3）在Fe-M-C三元系，还会形成三元碳化物。

① 形成复杂立方点阵的M_6C型碳化物［如在Fe-W-C和Fe-Mo-C系中形成的Fe_3W_3C（或Fe_4W_2C）和Fe_3Mo_3C（或Fe_4Mo_2C）两种碳化物］。这种类型碳化物的点阵常数a在1.107～1.112 nm之间，单位晶胞中有96个金属原子和16个碳原子。在含钼钢中当Mo/C（原子）≥0.32时出现M_6C型碳化物，当Mo/C（原子）≥1.7时，全部为M_6C型碳化物。在含钨钢中，当W/C（原子）≥1.32时，主要为M_6C型碳化物。镍基合金中含钼高时也会出现Ni_3Mo_3C三元碳化物。复杂立方点阵的M_6C型碳化物的单位晶胞见图13.1-14。

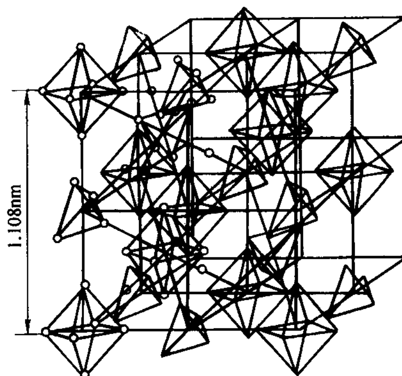


图 13.1-14 具有复杂立方点阵的Fe_3W_3C（或M_6C）型碳化物的晶体点阵单胞

② 形成复杂立方点阵的$M_{23}C_6$型碳化物［如在Fe-W-C和Fe-Mo-C三元系中存在$M_{23}C_6$型三元碳化物$Fe_{21}Mo_2C_6$和$Fe_{21}W_2C_6$］。这种类型的碳化物具有与$Cr_{23}C_6$同样的复杂立方点阵。在含钼钢中当Mo/C（原子）≈0.087～1.22时，过

冷奥氏体高温分解产物中会出现 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 三元碳化物；在含钨钢中，当 W/C（原子）≈0.15～1.57 时，会出现 $Fe_{21}W_2C_6$ 三元碳化物。

碳化物的结构与金属元素在周期表中的位置有密切的关系。第Ⅳ和第Ⅴ副族金属元素形成稳定的面心立方结构的MC型碳化物；第Ⅵ副族的钼、钨主要形成六方结构的MC、M_2C 型碳化物，而铬主要形成复杂立方结构的 $M_{23}C_6$ 型碳化物；第Ⅶ和第Ⅷ副族金属则主要形成正交结构的 M_7C_3 型、M_3C 型碳化物；其中铬和锰处于过渡位置，$M_{23}C_6$ 型、M_7C_3 型、M_3C 型碳化物均可能出现。

钢中往往有时存在多种碳化物形成元素，这时将可能形成多种类型的碳化物，且确定类型的碳化物中可能溶入多种其他碳化物形成元素。各种类型的碳化物之间可以完全互溶或部分溶解，影响溶解度的因素主要是电化学因素、尺寸因素和点阵类型。由此导致钢中第二相的相互溶解特点。

1）完全互溶。若上述3个因素均合适，即具有相同的点阵类型，金属原子外层价电子结构相近，且原子尺寸差小于8%～10%，则碳化物之间可完全相互固溶。这包括：

① 具有NaCl型面心立方点阵结构的MC型碳化物之间可完全相互固溶，形成连续固溶体，VC-TiC、VC-NbC、ZrC-NbC之间都能形成连续固溶体，如在含钒和钛的钢中形成（Ti，V）C复合碳化物，在含铌和钒的钢中形成（Nb，V）C复合碳化物。唯一的例外是VC-ZrC系，由于原子尺寸因素的限制仅为有限互溶；

② 具有复杂正交点阵结构的 Fe_3C、Mn_3C 之间可完全相互固溶；

③ 具有复杂立方点阵结构的 M_6C 型碳化物中W、Mo原子可无限制相互置换；

④ Mo_2C-W_2C 之间也可完全相互固溶。

2）有限溶解。若上述3个因素中任意一个不合适，则仅能有限互溶。这包括：

① 具有复杂正交点阵结构的 Fe_3C 中最多可溶解（质量分数）28% Cr、14% Mo、2% W、3% V，形成合金渗碳体。

② 具有复杂立方点阵结构的 $Cr_{23}C_6$ 中最多可溶解（质量分数）25% Fe，还可溶解部分Mn、Mo、W、V、Ni等元素。

③ 具有NaCl型面心立方点阵结构的MC型碳化物中可大量溶解W、Mo，少量溶解Mn、Cr。

④ M_2C 相中可溶解Cr（W_2C 中最多可溶解75%，Mo_2C 中最多可溶解5%）。

⑤ 具有复杂六方点阵结构的 M_7C_3 型碳化物之间可大量相互有限固溶，如 Cr_7C_3 中可大量溶解Fe、Mn；此外，还可适当溶解W、Mo、V等碳化物形成元素。

碳化物中的碳也可被其他间隙元素如氮和氧等置换，第Ⅳ副族金属形成的MC型碳化物特别容易与同样点阵结构的MN型氮化物完全相互固溶，且可有限溶入部分氧取代碳，如TiC中常有氮和氧溶入形成Ti（C，O，N）相，第Ⅴ副族金属形成的MC型碳化物也可与同样点阵结构的MN型氮化物完全相互固溶。

钢中各种碳化物的相对稳定性，对于其形成和转变、溶解、析出和聚集长大有着极大的影响，碳化物在钢中的相对稳定性取决于合金元素与碳的亲和力的大小。钢中碳化物形成元素都是过渡族金属，它们与碳的亲和力的大小，主要取决于其d层电子数。金属元素的d层电子数越少，它与碳的亲和力就越大，所形成的碳化物在钢中也就越稳定。下面给出第三、四、五周期过渡金属的d层电子数。

第四周期元素	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
3d层电子数	2	3	5	5	6	7	8
第五周期元素	Zr	Nb	Mo				
4d层电子数	2	4	5				
第六周期元素	Hf	Ta	W				
5d层电子数	2	3	4				

从第四周期各合金元素来看，与碳的亲和力大小为钛＞钒＞铬和锰，钴和镍的3d层电子比铁多，与碳的亲和力比铁弱，故在钢中不形成本身的碳化物。

碳化物在钢中的稳定性也可以从其生成热的变化来比较，生成热 $\Delta H^{\ominus}_{298}$ 的负值越大，其稳定性也越高，各种碳化物的生成热 $\Delta H^{\ominus}_{298}$ 见表13.1-7，其中 $M_{23}C_6$、M_7C_3、M_3C、M_2C 的数据应分别除以其化学式中金属原子的数目归一化后才能相互比较。可以看出，锆、钛的碳化物生成热负值最大，其次是钽、铌、钒，再次是钨、钼、铬的碳化物，Mn_3C_3 略负，而 Fe_3C 甚至是正值。

由此可得到钢中各元素的碳化物的相对稳定性顺序如下：

Ti > Zr > Nb > V > W > Mo > Cr > Mn > Fe > Co > Ti

其中钛、锆、铌、钒是强碳化物形成元素，形成最稳定的MC型碳化物；钨、钼、铬是中等强度碳化物形成元素；锰和铁属于弱碳化物形成元素。在合金钢中如果多种碳化物形成元素同时存在时，一般来说，强碳化物形成元素将优先与碳结合，形成相应的碳化物。

各种碳化物的稳定性还可用它们在铁基体中的固溶行为来表征，稳定性高的碳化物可在相当高的温度下仍不固溶或很少固溶，而稳定性较差的碳化物在较低的温度下就可完全固溶于铁基体中。目前通常采用的各种碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积公式如下：

$$\lg\{[Ti]\cdot[N]\}=0.32-8\,000/T \quad (13.1\text{-}19)$$

$$\lg\{[Nb]\cdot[N]\}=2.80-8\,500/T \quad (13.1\text{-}20)$$

$$\lg\{[V]\cdot[N]\}=3.46-8\,330/T \quad (13.1\text{-}21)$$

$$\lg\{[Ti]\cdot[C]\}=2.75-7\,000/T \quad (13.1\text{-}22)$$

$$\lg\{[Nb]\cdot[C]\}=2.96-7\,510/T \quad (13.1\text{-}23)$$

$$\lg\{[V]\cdot[C]\}=6.72-9\,500/T \quad (13.1\text{-}24)$$

$$\lg\{[Al]\cdot[N]\}=1.79-7\,184/T \quad (13.1\text{-}25)$$

式中，[M] 为处于固溶态的M元素的质量分数，T 为热力学温度。

将各种碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积公式绘制在图13.1-15中，由图13.1-15可明显看出它们在奥氏体中固溶特性的差别。由于六方MC型、M_2C 型、$M_{23}C_6$ 型、M_6C 型、M_7C_3 型碳化物目前尚很难得到准确的固溶度积公式，故图中未能绘制出相应的溶解度线，但它们的位置在VC之上、Fe_3C 之下。

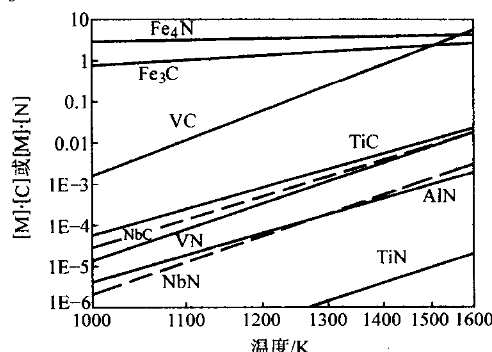


图13.1-15 各种碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积比较

合金碳化物在钢中的行为与其自身的稳定性有关，强碳化物形成元素产生的碳化物比较稳定，其溶解于基体的温度

也较高，溶解速度较慢，而沉淀析出后聚集长大速度较低。例如，MC型碳化物在900℃以上才开始溶于奥氏体，到1 100℃以上才大量溶解，而在500～700℃范围析出时，具有非常低的聚集长大速度，因而成为钢中相当有效的强化相。中等强度碳化物形成元素钨和钼形成的M_2C型碳化物的稳定性稍差，在500～650℃范围沉淀析出后，必须具有较大的体积分数才可有效强化；$Cr_{23}C_6$碳化物的稳定性更差，只有在少数耐热钢中经过复杂合金化，才有较高的稳定性。而M_7C_3型及M_3C型碳化物极易溶于基体，沉淀析出后有较大的聚集长大速度，因此一般均很难成为钢中的有效强化相。

碳化物在钢中的稳定性还受到溶入其中的其他合金元素的影响。强碳化物形成元素溶于弱碳化物中，可提高弱碳化物的稳定性，使其在基体中的全固溶温度升高，沉淀析出后的聚集长大速度减慢，例如铬、钼、钨、钒溶于Fe_3C中形成的合金渗碳体$(Fe, M)_3C$比Fe_3C有较高的稳定性；又如钼、钨、钒溶于$(Cr, Fe)_{23}C_6$中形成$(Cr, Fe, V, W, Mo)_{23}C_6$，其稳定性明显增高，在耐热钢中可作为重要的强化相。另一方面，较弱的碳化物形成元素（如锰和铬）溶入强碳化物中，将适当降低强碳化物在钢中的稳定性，表现在开始溶解温度和全固溶温度下降，溶解速度加快，例如在含铌、钒或钛的钢中加入≥1.4% Mn（质量分数），则NbC、TiC或VC的固溶度积将增大，使得它们开始大量溶入奥氏体的温度明显降低（如VC，大致从1 100℃降低到900℃）。

又例如铬在一定程度上能抑制MC型碳化物析出，推迟M_2C型碳化物的出现，在高钨钢中铬还能阻止WC生成：在铬钼钒钢中若含铬量（质量分数）>3%（质量分数）就能抑制VC的生成并推迟Mo_2C析出，相应地将促进钢中$M_{23}C_6$的生成，并使$(Fe, W, Cr)_{23}C_6$在很宽的成分范围内变动。

不同的碳化物形成元素还可以改变碳化物析出的形状。如钒钢的马氏体回火时，VC析出呈片状；当钒钢中加入铬时，VC在回火马氏体中的析出呈短粒状，后者形状具有较好的强化效果。

4 钢中的氮化物

由于钢铁冶炼时吸收大气中的氮或用氮进行合金化，所以在钢中将会形成铁或其他合金元素的氮化物；钢表面氮化时，也将形成各种氮化物。氮化物对钢的组织和性能有相当重要的影响，近年来受到了越来越广泛的重视。

过渡族元素的氮化物都是间隙相，具有简单密排结构。与碳化物间隙相相似，氮化物也具有高的硬度、高弹性模量和脆性，并具有高的熔点和高的生成热。虽然氮和金属原子之间有存在共价键的可能，但总的说来过渡族金属氮化物仍以金属键占优势。此外，钢液用铝脱氧还会形成氮化铝(AlN)，AlN属于正常价非金属化合物。钢中主要氮化物的物理性质（如晶体点阵结构、密度、熔点、标准生成热）和力学性能（如硬度）见表13.1-8。

表13.1-8 钢中主要氮化物的物理和力学特性

氮化物	TiN	VN	NbN	ZrN	TaN	HfN	WN	CrN	Fe_4N	AlN
晶体点阵	fcc	fcc	fcc	fcc	六方	fcc	六方	fcc	fcc	六方
室温点阵常数/nm	0.423 9	0.413 6	0.439 4	0.458 5	0.290 99 0.517 61	0.451 18	0.289 3 0.282 6	0.414	0.379 70	0.311 0 0.498 0
理论密度/$g\cdot cm^{-3}$	5.398	6.097	8.371	7.251	17.058	13.922	16.040	6.178	7.201	3.263
$-\Delta H^{\ominus}_{298}$/$kJ\cdot mol^{-1}$	337.9	217.2	236.4	365.3	252.3	369.0	—	123.0	11.1	318.0
HV	2 450	1 520	1 400	1 520	1 060	1 640	—	1 090	1 340	1 230
$T_{熔}$/℃	2 950	2 050	2 050	2 952	3 090	3 200	800（分解）	1 500	—	2 517

过渡族金属的氮化物中，只要金属亚点阵的间隙足够大，尺寸较小的氮原子将处于其间隙位置上而形成间隙相。由于氮原子半径$r_N = 0.071$ nm，比碳的原子半径$r_C = 0.077$ nm小，因而一般合金元素的原子半径与氮原子半径的比值r_N/r_M均小于0.59。各合金元素的原子半径r_N/r_M比值如下：

金属	Fe	Mn	Cr	V	Mo	W	Ti	Nb	Ta	Zr
r_N/r_M	0.56	0.54	0.56	0.52	0.52	0.51	0.50	0.49	0.49	0.43

由此，钢中的氮化物将只能形成具有简单密排结构的碳化物，即间隙相，主要包括：

1）形成NaCl型面心立方点阵的氮化物，主要有TiN、NbN、VN、ZrN、Mo_2N、W_2N、CrN、γ'-Fe_4N、MnN、ε-Mn_2N等。同样，由于氮原子的缺位存在，氮化物中氮含量将在理想化学式之下一定范围内变化，而使其化学式成为MN_x（$x\leqslant1$），x一般可在0.7～1之间变化（如TiN_x中x在0.6～1之间变化），γ'-Fe_4N_x中x在0.76～0.84之间变化。随着氮原子缺位程度的增大，其点阵常数也随之略有减小。具有NaCl型面心立方点阵的氮化物的晶体结构见图13.1-10。

2）形成六方点阵的氮化物，主要有TaN、WN、Nb_2N、MoN、Cr_2N、ε-$Fe_{2\sim3}N$、Mn_2N等。其中TaN、Nb_2N、ε-$Fe_{2\sim3}N$、Mn_2N与Mo_2C的晶体点阵相似，c/a值在1.60～1.85范围，属于密排六方点阵；而MoN、WN、Cr_2N则与MoC的晶体点阵相似，c/a值在0.977～1.016范围，属于简单六方点阵。六方MN型氮化物及M_2N型氮化物的晶体结构类似于图13.1-11所示。

此外，钢中还会出现一特殊的氮化物AlN，它属于正常价非金属化合物，点阵类型为ZnS类型的密排六方点阵，氮原子并不处于铝原子之间的间隙位置，故不属于间隙相，因而也不会出现氮原子的缺位。其点阵常数为$a = 0.311$ nm、$c = 0.498$ nm。AlN的晶体点阵结构见图13.1-16。

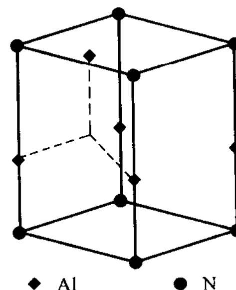


图13.1-16 AlN的晶体点阵单胞

钢中氮化物的稳定性大于碳化物，而其稳定性规律与碳化物类似，即d层电子数少的过渡族金属元素与氮的亲和力

较大。同样也可以用氮化物的生成热 $\Delta H^{\ominus}_{298}$ 来比较氮化物的相对稳定性，生成热负值越大，其稳定性越高，最稳定的是锆和钛，其次是钽、铌和钒，再次是钼和铬。主要氮化物在奥氏体中的固溶度积公式见式（13.1-8）、式（13.1-21）和式（13.1-25），它们之间的相互比较及与碳化物的固溶度积的比较见图13.1-10，可以看出，同样元素的氮化物的固溶度积明显小于碳化物的固溶度积，即更倾向于以氮化物的形式存在。其中TiN的固溶度积特别小，而其在液态铁中的固溶度积也很小，故通常会液析出大颗粒的立方状TiN夹杂物，破坏钢的性能。为了避免液析TiN的出现并发挥钛的有利作用，必须控制钢中钛的加入量的上限，即采用微钛处理技术。此外，VN具有与NbC接近的固溶度积，近年来采用V-N微合金化技术可使其在钢中发挥与铌类似的有利作用。

钨、钼是中强氮化物形成元素，它们的氮化物在钢中有较大的稳定性和较小的溶解度。铬、锰、铁属于较弱的氮化物形成元素，其氮化物可大量溶入奥氏体，在低温下又可重新沉淀析出。

各种氮化物之间根据电化学因素、尺寸因素和点阵类型的差别也会完全互溶或有限溶解，而且与碳化物之间也会完全互溶或有限溶解，其互溶规律与前述碳化物的互溶规律类似。

1）完全互溶　具有NaCl型面心立方点阵结构的MN型氮化物之间可完全相互固溶，形成连续固溶体，如VN-TiN之间能形成连续固溶体。同时它们还能与具有NaCl型面心立方点阵结构的MC型碳化物完全相互固溶，如在含钒、钛、铌微合金化的钢中，可形成如V（C，N）、Nb（C，N）、Ti（C，N）甚至（Nb，V，Ti）（C，N）这样的复合碳氮化物。

2）有限溶解　在复杂结构的碳化物中，氮原子可替代部分碳原子而形成碳氮化物，如含氮的不锈钢中氮原子可置换 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 中部分碳原子，形成 $(Cr, Fe)_{23}(C, N)_6$。

3）不溶解　若电化学因素、尺寸因素和点阵类型3个因素中任意一个完全不合适，则相互之间将完全不溶解。如AlN不属于间隙相或间隙化合物，其与间隙相之间完全不互溶，其他元素将不能置换铝和氮。

5　钢中的硼化物

用硼进行合金化钢中的合金元素会与硼形成硼化物；钢表面渗硼时，也会形成铁或其他合金元素的硼化物。硼化物对钢的组织和性能也具有重要的影响。

硼的原子尺寸相对较大，r_P/r_M 基本上都超过0.59，因而在钢中存在的硼化物均属于复杂结构的间隙化合物，它们具有高硬度、高熔点、正的电阻温度系数及低温下的超导性，这是金属键的特征，但金属原子与硼原子之间也有存在部分共价键的可能。钢中主要硼化物的熔点和硬度见表13.1-9。

硼化物的晶体点阵主要有两种类型。

表13.1-9　钢中主要硼化物的硬度和熔点

碳化物	Ti_2B	TiB	W_2B	WB	Mo_2B	MoB	Cr_2B	CrB	Fe_2B	FeB
$-\Delta H^{\ominus}_{298}$/kJ·mol^{-1}	323.8	160.2	—	—	—	—	94.1	75.3	71.1	71.1
HV	2 700	—	2 420	3 700	2 500	2 500	1 350	1 250	1 500	1 900
$T_{熔}$/℃	2 920	2 230	2 770	2 400	2 140	2 350	1 890	1 550	1 389	1 650

1）$CuAl_2$ 型正方点阵结构的硼化物，例如 Ti_2B、W_2B、Mo_2B、Cr_2B、Fe_2B、Co_2B、Ni_2B 等。这种点阵结构硼化物的 $c/a<1$，单位晶胞中原子数为12，即8个金属原子和4个硼原子。Fe_2B 是钢中最重要的硼化物，一般通过包晶反应形成，在钢中硼含量较高时出现。其点阵常数为，$a=0.511\,0$ nm、$c=0.424\,9$ nm。图13.1-17示出 $CuAl_2$ 型正方点阵结构的硼化物中硼原子与金属原子的位置。

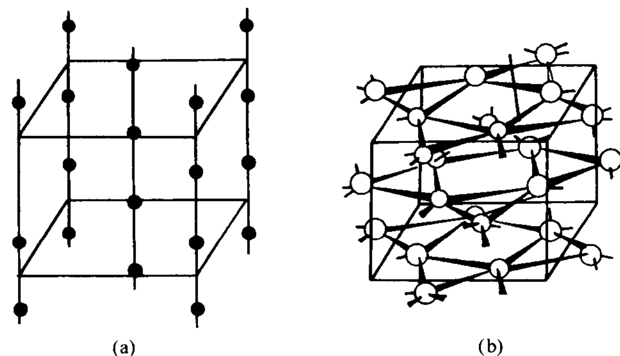


图13.1-17　$CuAl_2$ 型硼化物中硼原子（a）和金属原子（b）的排列

2）FeB型正交点阵结构的硼化物，例如TiB、WB、MoB、CrB、MnB、FeB等。这种点阵结构的硼化物属于正交晶系，单位晶胞中有8个原子，硼和金属原子各4个，其中硼原子呈链状排列。在钢渗硼时，表面可得到FeB相，其点阵常数为 $a=0.550\,6$ nm、$b=0.295\,2$ nm、$c=0.406\,1$ nm。这种硼化物有较大的脆性。

同样，各种硼化物之间根据电化学因素、尺寸因素和点阵类型的差别也会完全互溶或有限溶解，而且与碳化物、氮化物之间也会有限溶解，其互溶解规律与前述碳化物的互溶规律类似。例如钢中 Fe_3C 中可大量溶入硼原子置换碳原子，其置换率最高可达80%，形成 $Fe_3B_{0.8}C_{0.2}$ 类型的硼碳化物。这种大尺寸的硼原子可以取代小尺寸碳原子的现象，说明在形成间隙化合物时，不仅尺寸因素在起作用，而且从化合价来看，用低原子序数的硼取代高原子序数的碳，可以认为还有化合价的效应在起作用。反过来碳在硼化物中则完全不溶解，即碳不能取代硼原子进入硼化物。此外，钢中加入微量硼时，在 $Fe_{23}C_6$ 中也可溶入部分硼原子替代碳原子，形成铁的硼碳化物 $Fe_{23}(C,B)_6$ 或 $Fe_{23}C_3B_3$，或复杂的硼碳化物 $T_{23-x}M_xB_6$，其中 $x=2\sim3.5$，T为Cr、Fe、Co、Ni等元素，M为Ti、Zr、Nb、V、Mo、W等元素。$Fe_{23}(C, B)_6$ 通常在钢铁基体组织的晶界上沉淀析出。

在一些合金中还存在 $T^{I}_2T^{II}B_2$ 型复杂硼化物，其中 T^{I} 为Mo、W元素，T^{II} 为Fe、Co、Ni元素。如 Mo_2FeB_2 属于 U_3Si_2 型正方点阵结构，其点阵常数为 $a=0.578\,2$ nm、$c=0.314\,8$ nm；W_2FeB_2 则属于正交点阵结构，$a=0.712\,4$ nm、$b=0.461\,0$ nm、$c=0.314\,8$ nm。

由于硼吸收中子能力很强，在反应堆中常用含硼量（质量分数）高达0.1%～4.5%的高硼钢，Fe_2B 是其主要相之一。当钢中存在硼化物形成元素铬、钼、锰时，它们可溶于 Fe_2B 中，形成复合硼化物 $(Fe, M)_2B$。

6　钢中的金属间化合物

合金钢中由于合金元素之间以及合金元素与铁之间产生

相互作用，当合金元素的含量较高且碳、氮等非金属元素含量较低时，将可能形成各种金属间化合物。金属间化合物保持着金属的特点，各组元之间仍然保持着金属键的结合。合金钢中比较重要的金属间化合物有σ相、AB_2 相（又称拉威斯相）及 AB_3 相（又称有序相），兹分别予以讨论。另外，将χ相在σ相中一并讨论，其他相如μ相（A_6B_7）和G相（$A_6B_{16}Si_7$）就不再介绍了。

6.1 σ相

在低碳的高铬不锈钢、铬镍奥氏体不锈钢及耐热钢中经常出现σ相，在铬钢和铬镍钢中伴随着σ相的出现，钢的塑性和韧性显著下降，出现明显的脆化，特别当σ相沿晶界形成网状分布时，将出现脆性的沿晶断口。σ相具有极高的硬度，在Fe-Cr合金中，σ相的硬度为11 000 MPa。

σ相为正方晶系，$a=b\neq c$，单位晶胞中有30个原子。Fe-Cr系中σ相的点阵常数为 $a=0.880\,8$ nm、$c=0.456\,8$ nm 周期表中第四周期的第Ⅶ副族和第Ⅷ副族金属与周期表中的第Ⅴ副族和第Ⅵ副族金属之间的形成σ相，如Cr-Mn、Cr-Fe、Cr-Co、Mo-Mn、Mo-Fe、Mo-Co、W-Fe、W-Co、V-Mn、V-Fe、V-Co、V-Ni等系中都出现σ相。第五周期和第六周期的第Ⅷ副族金属与第Ⅴ副族和第Ⅵ副族金属也可以形成σ相。σ相的晶体点阵见图13.1-18。

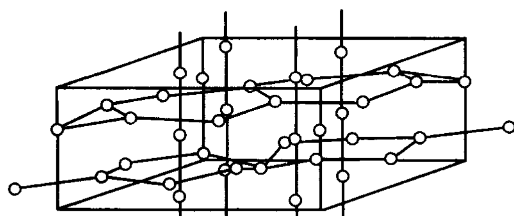


图13.1-18 σ相的晶体点阵

在二元合金系中，σ相的形成与下面的条件有关。

1）原子尺寸差别不大，否则不利于形成σ相。已知差别最大的W-Co系σ相，其原子半径差为12%。

2）σ相出现在s+d层电子浓度在5.7~7.6的范围内。或用“平均族数”代替“s+d层电子浓度”的概念。如σ相FeCr，铁和铬原子各半，铁的族数为8，铬为6，“平均族数”为$\frac{1}{2}$（8+6）=7。σ相出现的平均族数范围见表13.1-10。

表13.1-10 二元合金中σ相的存在区域

合金系	第Ⅴ副族或第Ⅵ副族金属含量（摩尔分数）/%	s+d层电子浓度
V-Mn	24.3%V	6.5
V-Fe	37%~57%V	7.3~6.9
V-Co	40%~54.9%V	7.4~6.8
V-Ni	55%~65%V	7.2~6.7
Cr-Mn	19%~24%Cr（800℃）	6.84~6.78
Cr-Fe	43.5%~49%Cr（600℃）	7.1~7.0
Cr-Co	56.6%~61%Cr	7.3~7.2
Mo-Fe	47%~50%Mo（1 400℃）	7.23~7.17
Mo-Co	59%~61%Mo（1 500℃）	7.4~7.0

根据全充满半充满规则，在过渡族金属原子中，d层电子数为10或5，将得到稳定的或相对稳定的原子外层结构。在形成σ相的两类原子之间要发生电子迁移，第Ⅴ、第Ⅵ副族原子倾向于失去部分电子，形成相对稳定的 d^5 原子外层结构；而第Ⅶ、第Ⅷ副族原子倾向于获得部分电子，形成稳定的 d^{10} 原子外层结构。这种电子迁移稳定了σ相。

第三种元素的加入会影响到σ相形成的浓度和温度范围。若第三种元素与铁或另一元素能形成σ相，则在三元相图上将出现更为宽广的σ相成分范围。例如Fe-Cr-Mn三元系中，Fe-Cr和Mn-Cr都能形成σ相，因而当锰加入不锈钢中时，会促进形成σ相并使σ相稳定温度范围加宽。许多合金元素都能使FeCrσ相稳定的温度范围增高，例如FeCrσ相仅在820℃以下稳定，加入镍可把稳定温度提高到850℃；加入硅促进σ相形成，并把稳定温度提高到900~950℃；而加入镍和钼能把σ相稳定温度提高到1 000℃。在原来并不形成σ相的Ni-Cr合金中，加入硅、钼或钨，在一定的平均族数范围内将出现σ相。

考虑到电子因素对形成σ相的作用，为避免在合金中出现σ相，可根据元素的电子缺位数 N_v 来进行合金设计。N_v 是基于接受磁性数据和结合键数据的d层电子缺位数的概念。过渡族金属的d层电子数是不满的，存在着电子空位，根据实验结果，可确定铁、钴、镍的电子缺位数 N_v 值分别为2.66、1.71、0.66，而第Ⅷ、第Ⅵ、第Ⅴ、第Ⅳ、第Ⅲ副族元素的 N_v 值分别为3.66、4.66、5.66、6.66、7.66。在计算合金的总 $\overline{N}_v$ 值时，根据已沉淀析出的相的类型和成分，从合金总的成分中扣除沉淀相所占有的元素含量，可求得基体中各元素的摩尔分数，按下式来计算合金总 $\overline{N}_v$ 值：

$$\overline{N}_v=0.66\mathrm{Ni}+1.71\mathrm{Co}+2.66\mathrm{Fe}+3.66\mathrm{Mn}+4.66(\mathrm{Cr}+\mathrm{Mo}+\mathrm{W})+5.66(\mathrm{V}+\mathrm{Nb}+\mathrm{Ta})+6.66(\mathrm{Ti}+\mathrm{Si})7.66\mathrm{Al} \quad (13.1\text{-}26)$$

式中元素符号表示基体中相应元素的摩尔分数。根据对大量工业合金进行计算的结果，合金的 $\overline{N}_v$ 值<2.52将不会出现σ相。对铁基和钴基合金，当 $\overline{N}_v\geqslant2.7$ 时才出现σ相。$\overline{N}_v$ 值只是表示电子因素的一种方法。

6.2 AB_2 相（拉威斯相）

在含钨、钼、铌和钛的复杂成分的耐热钢中均发现 AB_2 相，不论其基体类型是奥氏体、马氏体还是铁素体-珠光体，均有出现。AB_2 相是现代耐热钢中的一个强化相，由于具有较高的热稳定性，其可使耐热钢的持久强度保持在较高的水平。

二元合金中 AB_2 相的成分为A:B=1:2，其组元A的原子直径 d_A 和第二组元B的原子直径 d_B 之比 $d_A/d_B\approx1.2$。AB_2 相的晶体结构有3种类型：$MgCu_2$ 型复杂立方点阵，$MnZn_2$ 型复杂六方点阵，$MgNi_2$ 型复杂六方点阵。

AB_2 相是尺寸因素起主导作用的化合物，但它具有哪一种点阵则受电子浓度的影响。周期表中任何两族金属元素，只要符合尺寸为 $d_A/d_B\approx1.2$ 的条件，都可以形成 AB_2 相。

过渡族金属元素间形成的 AB_2 相见图13.1-19。随着B组原子族数的增高，AB_2 相的点阵发生了由立方□→六方○→立方□的转变，这个事实说明电子浓度影响到 AB_2 相的点阵类型。过渡族金属的 AB_2 相的“平均族数”不超过8，最大的是 $TaCo_2$，其“平均族数”为 $7\frac{2}{3}$，假想的平均族数为8的 WCo_2 相并未出现。

在 AB_2 相晶体点阵中，尺寸小的B原子组成四面体，而尺寸大的A原子在四面体中心。在合金钢中通常出现的 AB_2 相是具有 $MgZn_2$ 型复杂六方点阵的，如 $MoFe_2$、WFe_2、$NbFe_2$、$TiFe_2$。它们的晶体点阵常数为 $a=0.474\sim0.484$ nm、$c=0.772\sim0.789$ nm，$c/a\approx1.63$。$MgZn_2$ 型的晶体结构见图13.1-20。

多元合金钢中会出现复合的 $MgZn_2$ 型复杂六方点阵的 AB_2 相，钢中含有的尺寸小的合金元素锰、镍、铬可置换铁的位置，而尺寸较大的合金元素钨、钼、铌则处于 A 组元的位置，形成化学式为（W，Mo，Nb）$(Fe, Ni, Mn, Cr)_2$ 的复合 AB_2 相。

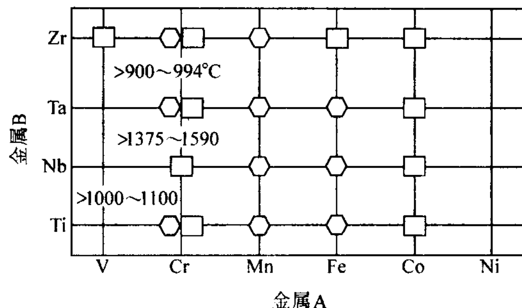
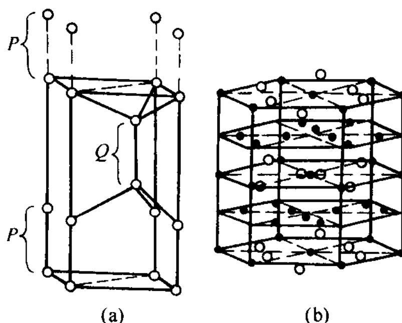


图 13.1-19 过渡族金属元素间形成的 AB_2 相

□—$MgCu_2$ 型；○—$MgZn_2$ 型



(a) (b)

图 13.1-20 $MgZn_2$ 型 AB_2 相的晶体点阵

○—Mg；●—Zn

用 AB_2 相来强化的钢主要有含钨、钼、铌的多元复合奥氏体耐热钢，含质量分数为 2%～4%钨及铌、钛等元素的 12%Cr 型马氏体耐热钢，还有超高强度 Cr-Mo-Co 系马氏体沉淀硬化不锈钢。

6.3 有序相（AB_3 相）

钢和合金中还经常出现相当数量的有序相，如 Ni_3Al、Ni_3Ti、Ni_3Nb、Ni_3Fe、Fe_3Al 等。这些有序相的组元之间的电化学性差别尚不够形成稳定化合物的条件，因而它们处于无序固溶体和化合物之间的过渡状态。在各种有序相中有一部分与无序固溶体更相近，如 Ni_3Fe、Ni_3Mn、Fe_3Al 等。当温度升高超过临界温度时，这些有序相就转变成无序固溶体。另一部分有序相则与化合物更相近，如 Ni_3Al、Ni_3Ti 和 Ni_3Nb，其有序状态可一直保持到熔点，实际上也把这一部分有序相看做金属间化合物。

我们着重讨论 Ni_3Al 这一类有序相。γ'-Ni_3Al 具有面心立方点阵，点阵常数 $a = 0.356\ 55$ nm；η-Ni_3Ti 具有密排六方点阵，点阵常数 $a = 0.510\ 1$ nm、$c = 0.830\ 7$ nm。δ-Ni_3Nb 则属于菱方点阵，点阵常数 $a = 0.5116$ nm、$b = 0.425\ 9$ nm、$c = 0.456\ 5$ nm。此外，还存在富铌的 γ''-Ni_3（Nb，Ti，Al），它具有体心正方点阵，$a = 0.356\ 7$ nm，$c/a = 2.09$。

在复杂成分的耐热钢和耐热合金中，Ni_3Al 是十分重要的强化相，其中可溶解多种合金元素，见图 13.1-21。与铝和镍原子半径相近的元素在 Ni_3-Al 中溶解度较大，反之较小。

与镍电负性相近的金属元素，其原子半径也接近镍的原子半径，可置换 Ni_3Al 中的镍原子；而与铝电负性相近的金属元素，其原子半径也接近铝的原子半径，可置换 Ni_3Al 中的铝原子。镍的原子半径 $r_{Ni} = 0.124\ 6$ nm，钴的原子半径 $r_{Co} = 0.125\ 3$ nm，铜的 $r_{Cu} = 0.127\ 8$ nm，在周期表中分别处于镍的左右，故钴和铜易置换镍原子，在 Ni_3Al 中的溶解度较大。

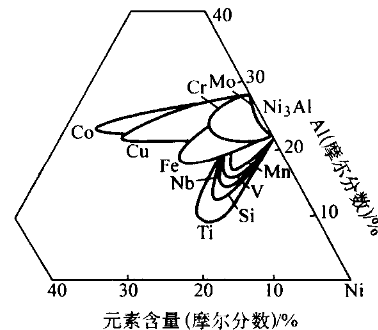


图 13.1-21 Ni_3Al 中可溶解其他合金元素的范围（1 150℃）

元素的原子半径与铝相近的，可置换铝原子。铝的原子半径 $r_{Al} = 0.143\ 2$ nm，与铝原子半径和电负性相近的元素，如钛（$r_{Ti} = 0.146\ 1$ nm）、铌（$r_{Nb} = 0.147\ 0$ nm）、钨（$r_W = 0.141\ 0$ nm）都可置换 Ni_3Al 中的铝原子。实验证明，钛可置换 γ'-Ni_3Al 中 60% 的铝原子，而铌可置换其中 40% 的铝原子。

还有一些元素，例如铁、铬和钼，它们的原子半径与镍相近（$r_{Fe} = 0.127\ 7$ nm、$r_{Cr} = 0.128\ 5$ nm），只有钼的原子半径稍大（$r_{Mo} = 0.140\ 2$ nm），但它们与镍的电负性有一定差别，在与镍的二元合金中可形成有序固溶体 Ni_3Fe、Ni_3Cr、Ni_3Mo，而在 Ni_3Al 中它们既可置换镍也可以置换铝。

另一些元素，例如钒、硅、锰等，它们的原子半径与镍和铝相差不算太大，$r_V = 0.134\ 8$ nm、$r_{Si} = 0.133\ 6$ nm、$r_{Mn} = 0.129\ 3$ nm，但电负性与镍相差较大，故在与镍的二元合金中能形成有序固溶体 Ni_3V、Ni_3Si 和 Ni_3Mn；而钒、硅和锰的电负性与铝接近，故可在 Ni_3Al 中置换铝。

综上所述，在实际合金中，钴、铜可置换镍原子，钛、铌、钨、钒、硅、锰等可置换铝原子，而铁、铬、钼等既可置换镍原子，又可置换铝原子。

Ni_3Al 的点阵常数随溶入的合金元素不同而发生变化，点阵常数在 0.356～0.360 nm 范围变化。原子半径较大的钛、铌等溶入后，使点阵常数增大。在耐热合金中，γ'-Ni_3Al 中的 Al/Ti 比和 Al/Nb 比对持久强度有极大的影响。

在铁基合金中出现的主要金属间化合物见表 13.1-11。

表 13.1-11 过渡族金属形成的二元和三元金属间化合物

B组元	A组元								
	Ⅳ族（$4e/a$）			Ⅴ族（$5e/a$）			Ⅵ族（$6e/a$）		
	Ti	Zr	Hf	V	Nb	Ta	Cr	Mo	W
Mn ($10e/a$)	AB_2 χ σ	AB_2 χ	AB_2 χ	AB χ σ	AB_2 χ	AB_2 χ	χ σ	χ σ	χ
Fe ($10e/a$)	AB_2 AB χ(Cr)	AB_2	AB_2	AB χ σ	AB_2 σ	AB_2	σ	AB_2 μ,χ(Cr) σ	AB_2 μ
Co ($10e/a$)	AB_2 AB G (Si)	AB_2 AB G (Si)	AB_2 AB G (Si)	AB_3 χ σ	AB_2 G (Si)	AB_2 G (Si)	σ	AB_3 μ σ	AB_3 μ
Ni ($10e/a$)	AB_3(γ',η) AB G(Si)	G (Si)	G (Si)	AB_3 χ (Si) αG(Si)	AB_3 μ G (Si)	AB_3 μ αG(Si)	σ (Si)	AB_3	

注：e/a：电子浓度；μ 相：A_6B_7；（ ）：由第三组元 Cr 或 Si 加入而稳定；G 相：$A_6B_{16}Si_7$。

7 钢中的非金属相

铁和合金元素与钢中残存的氧、硫等的交互作用会生成不具金属性或金属性很弱的氧化物、硫化物和硅酸盐等非金属相，由于它们在钢中的存在通常会损害钢的性能，故一般称之为非金属夹杂物。

炼钢过程中，非金属夹杂物的产生机制是：1）非金属夹杂物是炼钢过程的必然产物。在非真空条件下炼钢是一个氧化和还原的物理化学反应过程，在此过程中尽管包括了脱氧、脱硫、脱磷等反应，但要完全消除杂质元素是不可能的，其结果必然在钢中遗留下一定数量的非金属夹杂物，即所谓的“内在夹杂”；2）钢液与耐火材料之间的作用造成所谓的“外来夹杂”。例如，若钢液中含锰量较高，则可与耐火材料中的 SiO_2 起作用而生成 MnO（$2Mn + SiO_2 = Si + 2MnO$），MnO 与 SiO_2、Al_2O_3 结合形成 $MnO\text{-}SiO_2\text{-}Al_2O_3$ 系熔渣，从而显著降低耐火材料的软化温度。当低软化温度的耐火材料受到钢液冲刷时，有可能被卷入钢液而成为夹杂物。

钢中经常出现的非金属相主要有以下几种。

1）氧化物　简单的氧化物，例如 FeO、MnO、SiO_2、TiO_2、Al_2O_3、Cr_2O_3；但钢中的氧化物单独以 MO 的形式存在的很少，通常以复合氧化物的形式出现，如 $FeO \cdot Cr_2O_3$（几何规则形状的铬尖晶石）、$MnO \cdot Al_2O_3$（圆球形的锰尖晶石）等。氧化物的特点是完全为共价键结合，具有很高的硬度和很高的脆性，一般均不会发生塑性变形（仅有 FeO 和 MnO 具有微弱的塑性），因而称为脆性夹杂，钢材变形过程中经常发生脆性断裂。因此，氧化物在经轧制或锻造变形的钢材中通常沿塑性变形方向呈链状分布。氧化物在固态铁中基本不会发生固溶。

2）硫化物　钢中常见的硫化物有 FeS、MnS，通常形成 FeS·MnS 的固溶体，具有较高的塑性，被称为塑性夹杂，在经轧制或锻造变形的钢材中通常沿塑性变形方向呈竹叶状分布，引起钢材在平行轧制方向和垂直轧制方向的力学性能的不均匀。当对钢材的横向性能要求不高时，这种塑性夹杂对钢材的热加工工艺性能是有益的；而当需要钢材性能良好等向时，则必须尽量减少硫化物的含量并同时对硫化物进行改性以降低其塑性。硫化物在固态铁中具有一定的固溶度，严格控制硫含量（质量分数在0.005%以下）的超纯净钢中已可使所有硫化物在轧钢均热温度下完全固溶，而在随后的轧制过程中沉淀析出的硫化物将对钢材组织和性能具有良好的影响。

3）硅酸盐　所谓硅酸盐实际上是 SiO_2 与其他氧化物混合存在的一种复合氧化物，是钢中最为常见的非金属相。其化学组成较为复杂，力学性能相差也较大。一类与硫化物类似，在钢材轧制时容易发生塑性伸长（如 $2MnO \cdot SiO_2$ 和 $MnO \cdot SiO_2$），轧制后的钢材中呈线段状沿塑性变形方向伸展；另一类与氧化物类似，不易形变且容易断裂（如各种不同配比的 FeO、MnO、SiO_2、Al_2O_3 的组成物），当钢中铝含量较低时形成 $FeO \cdot Al_2O_3$、$MnO \cdot Al_2O_3$ 或 $SiO_2 \cdot Al_2O_3$，在经轧制或锻造变形的钢材中通常沿塑性变形方向呈竹节状、链状分布；还有一类则是完全不变形且不会断裂的硅酸盐（如 SiO_2 和 $CaO \cdot SiO_2$），它们被称为点状不变形夹杂物。

原则上，AlN 也是一种非金属相，早期通常也视其为夹杂物。但由于 AlN 可被用作弥散析出的强化相，或用以促进再结晶织构 {111}〈110〉的优先形成，因而现在已将其作为钢中有益的第二相加以利用。

非金属相特别是氧化物一般并不参与钢的固态相变，但在很大程度上会影响相变动力学，如充当相变的晶核或优先形核位置，近年来大量观测到各种碳化物、碳氮化物甚至铁素体晶核依附于非金属夹杂物而形成。

非金属相的存在造成钢材组织的不连续和不均匀，非金属相与铁基体之间的较弱的结合力使得钢材受力变形时易于发生早期的相界面解聚形成微孔，由此直接地或间接地导致钢材强韧性的降低。因此，尽可能减少钢中非金属相的量，通过各种工艺方法改善其尺寸、分布和形态，以减小非金属相对钢材性能的损害，是钢铁材料发展的重要方向。

8 合金元素对铁碳相图的影响

8.1 合金元素对钢临界点的影响

合金元素对碳钢的重要影响之一是改变钢的临界点位置，包括温度和碳含量，因此，合金钢的热处理制度不同于碳钢，且热处理后的组织也会改变。

扩大 γ 相区的合金元素镍、锰、铜、氮等使 A_3 点温度下降，因而使 Fe-C 相图中 A_3 和 A_1 的温度下降；锰对 Fe-C 相图中 A_3 和 A_1 的影响见图 13.1-22。当合金元素量增加时，形成单相奥氏体的最低温度逐渐降低。扩大 γ 相区的合金元素中钴是例外，它使 A_3 和 A_1 升高。

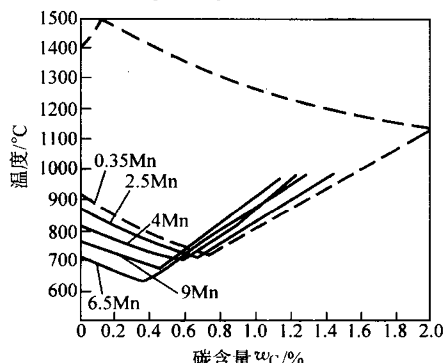


图 13.1-22　锰对 Fe-C 相图 γ 相区的影响

缩小 γ 相区的合金元素钼、钨、硅、铝、铌、钒、钛等使 A_3 点温度升高，其中钼的影响见图 13.1-23，随着合金元素含量的增加，形成单相奥氏体的温度范围逐渐缩小，当钼含量 w_{Mo} 高于 8.2%时，单相奥氏体区就消失了。各缩小 γ 相区的元素使单相奥氏体消失的临界成分（质量分数），钨为 12%、硅为 8.5%、钒为 4.5%、钛为 1%。合金元素铬较为特殊，它使 Fe-C 相图中 A_1 上升，浓度低时使 A_3 下降，浓度高时又使 A_3 上升，保持单相奥氏体区的铬含量可高达 20%，这反映铬具有过渡性。铬对 Fe-C 相图中 A_3 和 A_1 温度的影响见图 13.1-24。合金元素对钢的共析温度 A_1 的影响见图 13.1-25。

合金元素对共析碳含量也有很大的影响。所有的合金元素都降低共析碳含量，只有钼、钨和铬当含量较高时形成特殊碳化物后，所得到的共析组织中碳含量稍有升高。合金元素对共析碳含量的影响见图 13.1-26

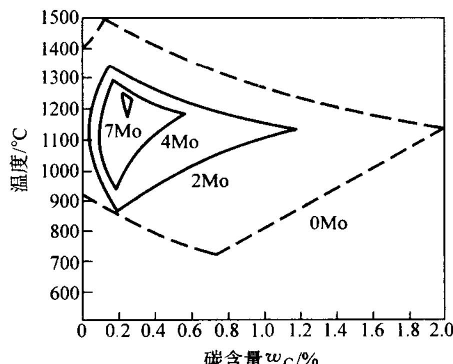


图 13.1-23　钼对 Fe-C 相图 γ 相区的影响

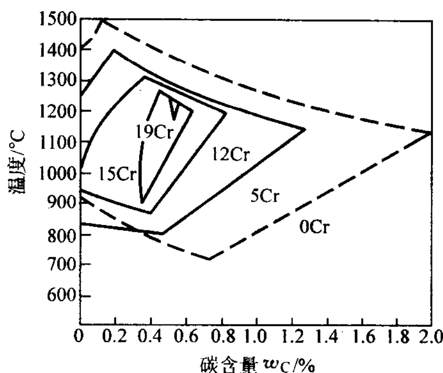


图 13.1-24 铬对 Fe-C 相图 γ 相区的影响

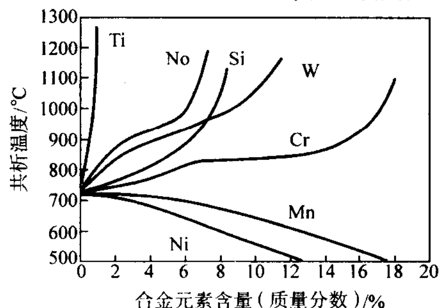


图 13.1-25 合金元素对共析温度的影响

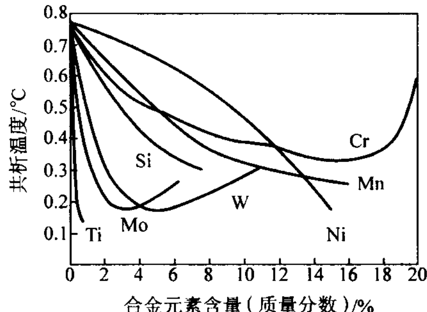


图 13.1-26 合金元素对共析碳含量的影响

8.2 Fe-C-M 三元系

铁、碳和合金元素组成的三元系，由于合金元素的类型不同，出现不同的相。

8.2.1 铁-碳-碳化物形成元素组成的三元系

碳化物形成元素的强弱不同，会出现不同类型的碳化物。

在 Fe-C-M 系同 M 为强碳化物形成元素时，仅出现 MC 型和 Fe_3C 型碳化物；属于这一类的元素有钛、锆、铌、钒、钽。Fe-C-Ta 系中还会出现 M_2C 型碳化物。见图 13.1-27。

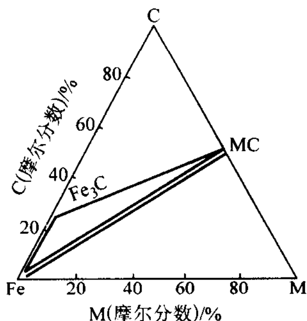


图 13.1-27 Fe-C-M 三元系等温截面示意图
（M 为强碳化物形成元素）

当 M 为中强碳化物形成元素钼和钨时，将出现 MC、M_2C、$M_{23}C_6$、M_6C 及 Fe_3C 型 5 种碳化物，如图 13.1-28 所示。中强碳化物形成元素铬又是一种类型，Fe-C r-C 系中出现 M_3C_2、M_7C_3、$M_{23}C_6$ 及 Fe_3C 型 4 种碳化物，如图 13.1-29 所示。弱碳化物形成元素锰与铬相似，会出现 M_7C_3、$M_{23}C_6$ 及 M_3C_2 型 3 种碳化物。

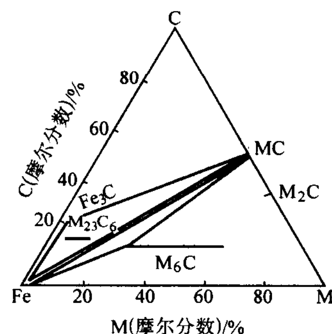


图 13.1-28 Fe-C-M 三元系等温截面示意图
（M 为中强碳化物形成元素）

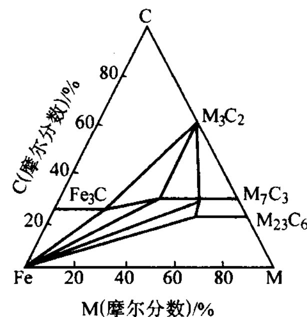


图 13.1-29 Fe-C-M 三元系等温截面示意图
（M 为中强碳化物形成元素 Cr）

8.2.2 铁-碳-非碳化物形成元素组成的三元系

非碳化物形成元素（如镍、钴、铝、硅、磷等）在钢中不会形成含有该元素的特殊碳化物，故 Fe-M-C 系中富铁区仅出现 Fe_3C 型碳化物。

9 合金元素对钢在加热时转变的影响

钢在加热时发生 γ 相的形成、剩余碳化物或铁素体的溶解、γ 相中合金元素的均匀化、合金元素和杂质元素的晶界平衡偏聚、奥氏体晶粒长大等过程。在高温时奥氏体中的合金元素固溶度、成分均匀性、晶粒大小、结构缺陷、有无未溶的剩余相等，对过冷奥氏体的稳定性和冷却到室温可得到的组织和性能有着极为重要的影响。

9.1 合金元素对奥氏体形成的影响

在通常加热速度下，钢材温度高于 A_{c_1} 温度时，γ 相将通过碳化物溶解及 α→γ 扩散型多型性转变而形成。γ 相的体积分数增大依赖于碳化物的溶解和碳的扩散。合金元素对碳化物的稳定性及对碳在 γ 相中扩散速率的影响，直接控制着奥氏体的形成速度。

强碳化物形成元素组成的稳定碳化物（例如 TiC、NbC、VC 等），在奥氏体中的固溶度积较小，只有在较高温度下才开始溶解；而当这些元素（钛、铌、钒等）部分溶入 $M_{23}C_6$、M_7C_3、或 M_3C 型碳化物中时，也能提高相应的碳化物的稳定性，阻碍碳化物的溶解和奥氏体的形成。钨、钼等中强碳化物形成元素的作用比强碳化物形成元素要小些。而较弱的

碳化物形成元素则会降低强碳化物的稳定性，加速其溶解，如锰加入含钒、铌、钛的钢中，铬加入高速钢中，都能促进强碳化物的溶解。

另外，强碳化物形成元素将提高碳在奥氏体中的扩散激活能，减慢碳的扩散，对奥氏体的形成也有一定的阻碍作用。非碳化物形成元素镍和钴则降低碳在奥氏体中的扩散激活能，加速碳的扩散，对奥氏体的形成有一定加速作用。

9.2 合金元素对奥氏体成分均匀化的影响

当碳化物溶解形成奥氏体后，在原来碳化物的位置，碳化物形成元素和碳的浓度都高于钢的平均浓度。随保温时间延长，碳化物形成元素和碳都将不断扩散而逐渐均匀化。由于合金元素扩散较慢，均匀化过程的进行十分缓慢；加上碳化物形成元素对碳原子的吸引，所以在碳化物形成元素的富集区，碳的浓度也会偏高，故当碳化物形成元素均匀化之前，碳在奥氏体中的分布也是不均匀的。对于含较强碳化物形成元素的合金钢，可以用提高淬火温度或延长保温时间来使成分均匀化，它是提高钢淬透性的有效方法。

与此同时，钢中奥氏体晶界还会发生溶质元素的晶界偏聚，这是使晶界和晶内的成分更不均匀的过程。碳、硼、磷、铌、钼和稀土元素等都会发生一定程度的晶界偏聚。随加热温度的升高，晶界偏聚现象将逐渐减弱。如要利用元素的晶界偏聚来提高钢的淬透性和降低淬火钢的晶界脆性，则淬火温度不宜过高。

9.3 合金元素对奥氏体晶粒长大的影响

钢中奥氏体晶粒长大是通过晶界的移动来进行的，其驱动力是晶界两侧晶粒的表面自由能差；晶界移动的过程则依靠晶界原子的扩散。因此，凡能影响这两者的因素都可以改变奥氏体晶粒长大的进程。钢中促进奥氏体晶粒长大的元素有碳、磷、锰（高碳时）；强烈阻止奥氏体晶粒长大的有铝、钛、铌、钒等；起中等阻止作用的有钨、钼和铬。它们起作用的原因不尽相同。

碳和磷在奥氏体晶界的偏聚将明显改变晶界铁原子的自扩散激活能。如碳使 γ-Fe 自扩散激活能的降低可由式 $Q_\gamma = 288\,000 - 29\,000C\%$来表示，式中 $C\%$为钢中碳含量的摩尔分数，γ-Fe 自扩散激活能 Q_γ 的单位为 J/mol。实验表明，钢中碳含量从0变化到其质量分数为1.06%（即4.93%摩尔分数）时，γ-Fe 的自扩散激活能将由 288 kJ/mol 降低为 138 kJ/mol。一般认为原子在晶界的扩散激活能大致为晶内的扩散激活能的一半，故同样可利用该式来考虑碳对 γ-Fe 的晶界自扩散激活能（约 $0.5Q_\gamma$）的影响规律。显然，由于碳在奥氏体晶界的偏聚使得其在晶界的摩尔分数明显提高，因而降低 γ-Fe 的晶界自扩散激活能的相对作用效果更为显著，由此将使晶界铁原子的自扩散系数显著增大，从而明显加速奥氏体晶粒的长大。

锰在低碳钢中对奥氏体晶粒长大的作用不明显，但在碳含量较高的钢则中明显促进奥氏体晶粒的长大，这主要是由于锰促进碳在奥氏体中的固溶从而加强了碳促进奥氏体晶粒长大的作用。

采用在高温下稳定的第二相颗粒钉扎奥氏体晶界，明显降低晶粒长大的驱动力是控制奥氏体晶粒长大的重要方法。钢中第二相颗粒阻止高温下奥氏体晶粒粗化的基本原理是由 Zener 首先定量分析考虑的，由晶粒长大的驱动力和第二相对晶粒长大的阻力（钉扎力）的平衡可得到如下形式的关系式：

$$D_c = A\frac{d}{f} \qquad (13.1\text{-}27)$$

式中，D_c 为临界晶粒尺寸；A 为比例系数；d 为第二相平均尺寸；f 为第二相体积分数。

Zener 首先提出的比例系数为4/3，后来的大量试验结果表明该系数值偏大（即高估了晶粒长大的驱动力）。而 Hillert 的缺陷理论指出，晶界的钉扎（pinning）将在两个水平上发生，相应的比例系数分别为2/3和4/9，正常晶粒长大在两个水平的较低水平处停止，而反常晶粒长大可持续到上一水平。

Gladman 详尽分析了解钉时的能量变化，从而得到当第二相为均匀分布的球形颗粒时晶界解钉的判据为：

$$D_c = \frac{\pi d}{6f}\left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right) \qquad (13.1\text{-}28)$$

式中，$Z = D_M/D_0$ 是晶粒尺寸不均匀性因子即最大晶粒的直径（D_M）与平均晶粒直径（D_0）的比值，一般金属材料中正常的 Z 值在$\sqrt{2}$和2之间。晶粒正常长大时，Z 值约为1.7，此时可得到比例系数 A 约为0.17。均匀钉扎或弱钉扎（即晶粒长大驱动力和钉扎力均较小，亦即晶粒尺寸较大）解钉（unpinning）后晶粒长大时 Z 值可达3，相应的比例系数 A 约为0.44（即 Hillert 理论的钉扎下水平4/9）。而非均匀钉扎或强钉扎（即晶粒长大驱动力和钉扎力均较大，亦即晶粒尺寸较小）解钉后发生反常晶粒长大时 Z 值可高达9，相应的比例系数 A 约为0.67（即 Hillert 理论的钉扎上水平2/3）。该式还表明，即使 Z 值高达无限大，比例系数 A 最大也只能为 π/4 而绝对不可能达到 Zener 理论的4/3。

由此，为保证一定晶粒尺寸的奥氏体晶粒在高温下被有效钉扎而不发生粗化，就必须存在足够体积分数的平均尺寸足够小的第二相粒子。而由式（13.1-27）可看出，增大第二相的体积分数、降低第二相的平均尺寸均可增大钉扎作用，使基体晶粒大小被控制在较小的尺寸。

简单的计算分析可加深我们对第二相阻止晶粒长大作用的认识。在1 200～1 250℃高温均热时，若需控制晶粒尺寸为10 μm，而此时未溶的第二相的体积分数若为0.1%，则第二相的尺寸不能大于59 nm（微合金化高强度低合金钢的情况）；而如第二相的尺寸为1 μm，则其体积分数应大于1.7%（高合金钢的情况）。在850～950℃，若需控制晶粒尺寸为20 μm（8级晶粒度），而此时未溶的或应变诱导析出的第二相的体积分数若为0.05%，则第二相的尺寸不能大于59 nm（微合金化高强度低合金钢传统控制轧制的情况）；而如第二相的平均尺寸为1 μm，则其体积分数应大于0.85%（合金钢热处理加热时的情况）。

此外，由式（13.1-28）及相应的理论分析可得出，第二相控制高温下的晶粒尺寸具有所谓的“方向性”，即晶粒在一开始是否被钉扎将决定所选取的钉扎水平系数 A 的差异。若晶粒在一开始就被稳定钉扎且能够一直保持被钉扎状态，则可取 Z 等于1.7即 A 约为0.17便可保证晶粒尺寸的有效控制；而若晶粒在一开始未能被钉扎而处于不断地正常长大的过程，则当其尺寸长大到 $D = 0.17d/f$ 时并不会停止长大，而必须长大到 $D = 0.44d/f$ 时才会被钉扎而停止长大，故此时必须在式（13.1-28）中取 Z 等于3即 A 约为0.44进行计算和设计，才可保证晶粒尺寸的有效控制。此外，被钉扎的晶粒解钉后将会发生较为快速的长大，当初始钉扎属于均匀钉扎或弱钉扎时，晶粒长大到 $D = 0.44d/f$ 时将会重新被钉扎而停止长大；而当初始钉扎属于非均匀钉扎或强钉扎，晶粒将一直长大到 $D = 0.67c/f$ 时才会重新被钉扎而停止长大；因此在计算可控制的晶粒尺寸时也必须采用不同的 Z 值或比例系数 A。

合金钢改锻或热处理加热时，一般均为细小的 α→γ 相变重结晶晶粒在形成初期未能被钉扎而处于不断的正常长大的过程，此时必须在式（13.1-28）中取 Z 等于3即式（13.1-27）中取 A 约为0.44进行计算和设计，才可保证晶粒尺寸的有效控制。

通常采用加铝、钛、铌和钒等元素在钢中形成稳定的氮化物或碳化物弥散第二相来控制奥氏体晶粒的长大。图13.1-15示出上述元素的氮化物和碳化物在不同温度下在奥氏体中的溶解度。由图13.1-15可见，氮化物比碳化物有更低的溶解度和更高的稳定性，因而在细化奥氏体晶粒能力上，弥散的氮化物比碳化物更有效。其中TiN弥散质点直到1 400℃都不易固溶和聚集长大，其次是NbN、AlN、VN、NbC、TiC，而VC的作用相对较弱。

采用AlN来控制奥氏体晶粒长大时，必须注意只有酸溶铝才能形成AlN而起到相应的作用。由于铝在脱氧过程中易于形成Al_2O_3，故钢中残铝量中有一部分是较为粗大的Al_2O_3氧化物中所占用的铝，而只有酸溶铝才能形成AlN阻止奥氏体晶粒的长大。试验表明，质量分数超过0.02%的总铝或超过0.008%的酸溶铝，才能在1 050℃以下温度有效阻止晶粒长大，得到8~9级晶粒度。当温度超过1 080℃AlN显著溶于奥氏体后，奥氏体晶粒将开始剧烈地长大。

在微合金化钢中，利用铌和钛的超微细碳氧化物能非常有效地阻止奥氏体晶粒的长大。在微钛处理钢中，钢液凝固后由固态析出的TiN质点细小弥散（平均尺寸为10~40 nm），且在1 200℃以上温度均不会明显溶解和聚集长大，因而能有效地阻止奥氏体晶粒长大和焊接热影响区奥氏体晶粒的长大。

10 合金元素对过冷奥氏体转变的影响

10.1 合金元素对奥氏体转变的主要影响规律

合金元素对奥氏体转变的影响首先表现在对临界点A_{c_3}和A_{c_1}的影响。奥氏体形成元素（除钴外）将降低A_{c_3}，而铁素体形成元素将使A_{c_3}温度升高。合金元素对A_{c_3}的影响的经验关系式为：

$$\begin{aligned}A_{c_3}(℃) = &910 - 203\sqrt{\%C} - 15.2(\%Ni) + 44.7(\%Si)\\ &+ 104(\%V) + 31.5(\%Mo) + 13.1(\%W)\\ &+ [-30(\%Mn) - 11(\%Cr) - 20(\%Cu)\\ &+ 700(\%P) + 400(\%Al) + 120(\%As)\\ &+ 400(\%Ti)]\end{aligned} \tag{13.1-29}$$

而合金元素对A_{c_1}的影响的经验关系式为：

$$\begin{aligned}A_{c_1}(℃) = &723 - 10.7(\%Mn) - 16.9(\%Ni) + 29.1(\%Si)\\ &+ 16.9(\%Cr) + 6.38(\%W) + 290(\%As)\end{aligned} \tag{13.1-30}$$

两式中合金元素含量均为质量分数，式（13.1-29）的方括弧中各元素的系数的统计意义尚欠缺，只供参考，但从式中可看到，奥氏体形成元素碳、锰、镍、铜以及铬（当含量较低时）都会降低钢的A_{c_3}温度，而铁素体形成元素都升高A_{c_3}温度，其中尤以磷、铝、钛3者最为强烈。

钢材A_{c_3}和A_{c_1}温度的降低将使等温相变的过冷度减小，相变驱动能减小，因而增大过冷奥氏体的稳定性，而在同样的冷却速度下将会使实际相变温度降低。

合金元素对奥氏体转变的影响比较集中地表现在对恒温转变动力学曲线（TTT曲线）的影响上。合金元素的影响是相当复杂的，不同类型的合金元素对珠光体转变和贝氏体转变有不同的作用，如铁素体形成元素虽然升高A_{c_3}，但却推迟珠光体和贝氏体转变。因此，除了要考虑合金元素与铁的相互作用外，还要考虑合金元素与碳的相互作用以及与晶体缺陷的相互作用。

钛、钒、铌、钨、钼等强碳化物形成元素强烈地推迟珠光体转变，对贝氏体转变推迟较少，同时升高珠光体最大转变速度的温度（珠光体转变的鼻子点温度），降低贝氏体最大转变速度的温度，使相变TTT曲线明显地分开而成为珠光体和贝氏体转变两条C曲线，见图13.1-30。

中、弱的碳化物形成元素铬和锰都强烈地推迟珠光体和贝氏体转变，而推迟贝氏体转变更显著，因而出现了另一种C曲线形式，见图13.1-31。

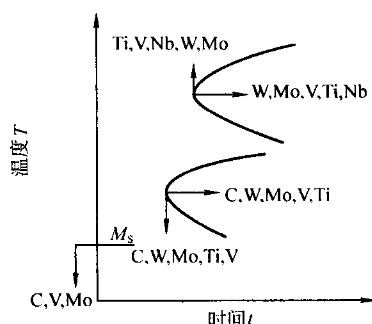


图13.1-30 强碳化物形成元素对奥氏体恒温转变曲线的影响

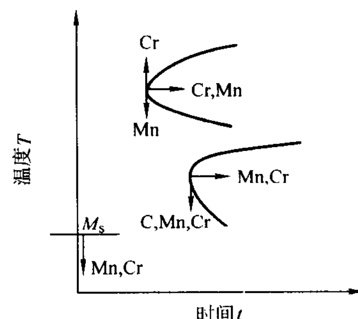


图13.1-31 中、弱碳化物形成元素铬和锰对奥氏体恒温转变曲线的影响

非碳化物形成元素硅、铝都增加过冷奥氏体稳定性，推迟贝氏体转变更强烈，它们对C曲线的影响如图13.1-32所示。镍强烈地推迟珠光体转变，特别在过冷度较小时；钴是惟一的略升高A_3温度的扩大奥氏体区元素，其作用相反，它降低过冷奥氏体的稳定性。但镍和钴不改变C曲线的形状。

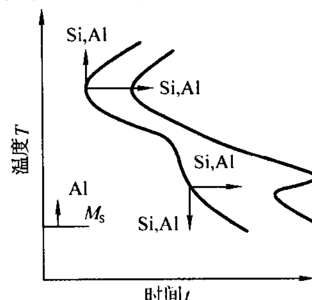


图13.1-32 硅、铝等非碳化物形成元素对奥氏体恒温转变曲线的影响

钢中晶界偏聚强烈的硼、磷、稀土等微量元素使先共析铁素体转变的推迟极为显著，对珠光体转变和贝氏体转变推迟较弱。

各种合金元素的上述作用效果，是与它们对各种转变过程中的各阶段有不同的影响所致的，下面将对不同转变过程中合金元素的影响进行深入的分析。

10.2 合金元素对珠光体转变的影响

珠光体转变包括孕育期、碳化物形核长大和α相形核长大几个步骤。在孕育期内将进行合金元素和碳的重新分布，以保证碳化物或α相形核所必须的浓度起伏和能量起伏。在此基础上再发生碳化物或α相的形核、长大过程。

合金元素对珠光体转变的形核率 N 和长大速率 G 都有很大的影响。一般合金元素都降低 N 和 G 中的一个，或使两者同时降低。N 和 G 的降低都将使珠光体转变 C 曲线右移（即转变开始和完成时间增大）；而 N/G 比值则还将影响珠光体转变的领域大小及其 C 曲线的形状。钼和镍使 N 和 G 都明显降低，但 N/G 值基本上不改变，因而珠光体转变 C 曲线明显右移但形状基本不变；钴也不改变珠光体转变 C 曲线的形状但使之左移，这是因为钴降低奥氏体的稳定性使 N 和 G 同时增大。

10.2.1 合金元素对珠光体转变时碳化物形成的影响

珠光体转变的特征是碳化物相和 α 相基本同时形成，因而除了 α 相的形核长大外，碳化物的形成具有重要的控制作用。非合金钢中碳化物相为渗碳体；含非碳化物形成元素的合金钢中也只形成渗碳体，但与铁同族的镍钢或钴钢的渗碳体中镍和钴的含量基本等于它们在钢中的平均含量，而含硅和铝的钢转变形成的渗碳体中完全不含硅或铝；含弱碳化物形成元素的合金钢中形成合金渗碳体，如锰钢中形成富锰的合金渗碳体，铬钢中当 Cr/C 比较低时形成富铬的渗碳体，但渗碳体中铬含量远超过钢中的平均含量；而对含强碳化物形成元素的合金钢中则将首先形成特殊碳化物，如钒钢中 VC 在 700 ~ 450℃范围形成，钨钢中 $Fe_{21}W_2C_6$ 在 720 ~ 590℃范围形成，钼钢中 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 在 680 ~ 620℃范围形成。

过冷奥氏体转变时形成铁素体 + 特殊碳化物（或富铬和锰的合金渗碳体）的混合物，而不是铁素体 + 渗碳体的混合物，这是由于二者系统自由能不同的结果。图 13.1-33 示出奥氏体、铁素体 + 特殊碳化物、铁素体 + 渗碳体 3 个状态的自由能随温度变化的示意图，图上给出两个平衡温度 T'' 和 T'。当温度高于 T' 时，只有奥氏体为稳定相；在 $T' \sim T''$ 温度范围，奥氏体分解只能形成稳定的特殊碳化物；温度低于 T'' 时，首先形成亚稳的渗碳体，但经长期保温后仍会转变成稳定的特殊碳化物。

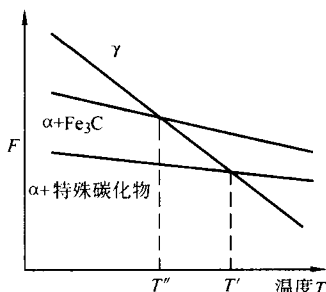


图 13.1-33 奥氏体和珠光体自由能随温度变化示意图

上述分析可用 0.68%C、0.65%Mo 钢的实验加以说明。钢经奥氏体化后冷却到 680 ~ 620℃温度范围发生转变时，初始形成的碳化物是 $Fe_{21}Mo_2C_6$；在 578℃以下转变时，碳化物是渗碳体；而在 590℃形成的碳化物是 $Fe_{21}Mo_2C_6$ + 合金渗碳体。若奥氏体化后先在 550℃保温，形成部分合金渗碳体，再加热到 620℃，则 550℃形成的合金渗碳体可作为诱导，促使在 620℃继续形成合金渗碳体。这说明，这种钼钢的临界温度 T'' 相当接近 620℃。当温度高于 T'' 时，低温产生的渗碳体就不能作为诱导体了。

非合金钢中发生珠光体转变时形成渗碳体，只需要碳的扩散和重新分布。而在含碳化物形成元素的钢中，由于珠光体转变时形成特殊碳化物或合金渗碳体，它不仅需要碳在奥氏体中的扩散和重新分布，而且还需要碳化物形成元素在奥氏体中的扩散和重新分布。与铁的原子尺寸相当的置换固溶元素在铁基体中的扩散激活能一般在 220 ~ 300 kJ/mol 的范围，而间隙原子碳在奥氏体中的扩散激活能约为 136 kJ/mol，在 650℃左右的温度，碳在奥氏体中的扩散系数比置换固溶元素的扩散系数大 5 个数量级左右。由此可见，碳化物形成元素在奥氏体中扩散缓慢是使含碳化物形成元素的合金钢中珠光体转变推迟的极为重要的、在某种程度上可以说是决定性的因素。而对于含非碳化物形成元素的钢则分两种情况：(1) 对含硅和铝的钢，奥氏体转变形成的渗碳体中完全不含硅或铝，在渗碳体形核和长大地区，硅和铝的原子必须扩散开去，才有利于渗碳体的形核和长大，这是硅和铝提高过冷奥氏体稳定性的原因之一，也可说明硅在高碳钢中的作用大于在低碳/钢中的作用；(2) 对含镍和钴的钢，由于渗碳体中镍和钴的含量基本等于它们在钢中的平均含量，因而其转变过程无须镍和钴的扩散。

10.2.2 合金元素对珠光体转变时 γ→α 相变的影响

在珠光体转变温度范围，γ→α 相变的驱动力来源于奥氏体与铁素体的自由能之差，而由于铁素体中基本不含或仅含很少量的合金元素，因而铁素体的自由能基本恒定，故合金元素主要是通过影响奥氏体的稳定性而影响 γ→α 相变的驱动力，凡是降低奥氏体的自由能即提高奥氏体的稳定性的因素将增大相变临界形核功而阻碍或推迟 γ→α 相变。此外，γ→α 相变是通过 γ-铁原子向 α 晶核扩散而进行的，因而 γ→α 多型性相变同样具有 C 曲线的形式，而影响铁原子的扩散激活能的因素也将影响 γ→α 相变的进行。

奥氏体形成元素锰、镍可在过冷度较小的温度范围内有效地提高 γ 相的稳定性，而铬在较低的温度下稳定奥氏体的作用更大。此外，强碳化物形成元素以碳化物形式存在时，由于使奥氏体晶粒细化而使 γ-Fe 的系统自由能升高。同时，铬、钨、钼都提高 γ-Fe 的自扩散激活能而减小 γ-Fe 的自扩散系数，硅也有类似的作用，但钴单独加入则将使 γ 相的稳定性降低且使铁的自扩散系数明显增大。

由此，若以 Cr-Ni、Cr-Ni-Mo 或 Cr-Ni-W 进行合金化时，可以同时提高相变临界形核功和扩散激活能，显著阻碍或推迟 γ→α 相变。钴单独加入时，使 γ 相的稳定性降低且使铁的自扩散激活能减小，而加速 γ→α 相变，但铬和钴同时加入时钴也能推迟 γ→α 相变，这说明在有铬时，钴能起到增加 γ 相稳定性的作用。此外，强碳化物形成元素以碳化物形式存在时将适当加速 γ→α 相变，当它们以固溶形式存在时，则由于明显提高扩散激活能而显著阻碍或推迟 γ→α 相变；锰促进特殊碳化物在奥氏体中的固溶，而间接阻碍或推迟 γ→α 相变的作用最为突出。

实验证明，铬、锰、镍强烈阻碍 γ→α 相变，钨、硅也降低 γ→α 转变速度。例如随着铬含量的增加，γ→α 相变的孕育期增长，对于含质量分数为 4.8%Cr、7.1%Cr 和 8.5%Cr 的合金钢，在 680 ~ 700℃转变 5% 的孕育期相应为 5 s、15 s和 60 s以上。单独加入钼、钒、硅，在含量低时对 γ→α 转变无显著影响，而单独加入钴则加快转变。

如果各种合金元素同时加入，特别是作用机制不同的合金元素联合加入，对 γ→α 转变的影响相互促进，效果更为显著。

10.2.3 合金元素对先共析铁素体析出的影响

先共析铁素体的形核和长大既受 γ→α 多型性转变的影响，同时由于 α 相含碳量甚微，故还受碳从正在长大的 α 相表面扩散出去的过程的控制。在珠光体转变时，珠光体的片层结构使 α 相的表面积与体积之比很大，故在 γ→α 转变时，碳原子可从 α 相长大前沿的奥氏体区很快扩散开，富集到碳化物片生长前沿，故碳的扩散对珠光体转变中 γ→α 转变影响较小，此时 γ→α 转变主要受铁原子由 γ 相向 α 相扩散过渡的控制。但在奥氏体析出先共析铁素体时，除受铁原子扩散的影响外，还受碳原子从先共析铁素体前沿向奥氏体中扩散的影响。因为此时先共析铁素体的体积较大，表面积与体积之比小，在它长大的过程中，碳原子扩散开去的距离必须很长，由于扩散的距离加大了，碳的影响就不能忽视。

合金元素对先共析铁素体的形核和长大有很大影响，钨、钼、铬等元素阻碍先共析铁素体的析出。实验证明，碳在含质量分数0.5%～1.95%V的奥氏体中扩散激活能为131～139 kJ/mol，随钒含量的升高碳的扩散激活能增大，因而先共析铁素体的析出过程减慢。钨钢中先共析铁素体长大过程的激活能为140 kJ/mol，它近似于含钨钢中碳在奥氏体中的扩散激活能，比不含钨的钢中碳在奥氏体中的扩散激活能明显增大。因此，碳原子从先共析铁素体和奥氏体相界面向奥氏体中扩散开去是控制先共析铁素体长大的因素。

一般来讲，先共析铁素体的析出与置换溶质元素在α与γ相之间的重新分配无关。碳化物形成元素对先共析铁素体转变的影响主要是减慢碳在奥氏体内的扩散。例如在600℃，当钼在钢中的含量（质量分数）从0.14%增加到0.25%和0.60%时，珠光体转变的孕育期按1:6:360比例变化（珠光体转变的控制因素是钼在奥氏体中的扩散），而此时析出5%先共析铁素体的时间却按1:2:4的比例变化，这就排除了钼的扩散是先共析铁素体转变的控制因素。

尽管先共析铁素体转变中，一般不发生合金元素在α和γ相间的重新分配，只是在移动的α/γ相界前沿存在很窄的合金元素富集区或贫化区，它超前于相界移动。合金元素的作用在一定程度上也可能表现在当α/γ相界向前推进时将捕获这些合金元素使之与相界一起运动，这种溶质原子对相界移动的拖曳作用使其移动有所减慢，从而使先共析铁素体转变速率有所减小。这方面其影响较为突出的是强奥氏体形成元素如锰和镍，但仅在较高转变温度下发生这种情况，如在质量分数为0.28%C、3%Mn钢中，在740℃发生先共析铁素体转变时，锰将重新分配趋向于移动到γ相中；在0.22%C、1.3%Mn钢中，锰的重新分配发生在725℃；在镍钢中，镍在先共析铁素体转变时重新分配发生的温度要更高些；此时，由于先共析铁素体转变将取决于锰和镍在γ相中的扩散，因而转变速度相对较低。

10.2.4　相间沉淀

在含钛、铌、钒、钨、钼、铬的亚共析钢中，过冷奥氏体转变成铁素体时，会发生一特殊的相间沉淀现象。特殊碳化物在α/γ相界面上周期地形核并在α相中长大，当γ/α相界面向γ相推移后，将留下成排的特殊碳化物颗粒。如前所述，当先共析铁素体长大时，γ/α相界面向γ相推移的速度主要受控于γ/α相界前沿γ相中碳的扩散。随α相长大，γ/α相界前沿γ相中碳原子不断堆积，当达到临界碳含量时，γ/α相界推移停顿，促使特殊碳化物在γ/α相界形核，并在α相一侧长大，同时伴随有γ/α相界前沿γ相一侧碳的贫化。当γ相一侧碳贫化到最低临界值时，特殊碳化物停止长大，铁素体转变的驱动力增加，使得γ/α相界再次向γ相中推移，在推移后的γ/α相界面后边留下成排的特殊碳化物颗粒。然后，碳又在新的γ/α相界γ相一侧富集，准备下一次特殊碳化物的相间沉淀，如此重复。在特殊碳化物的形核和长大过程中，碳原子来源于γ/α相界前沿γ相一侧的碳富集区，碳化物形成元素则沿相界和由α相中扩散而来。

发生相间沉淀的铁素体与奥氏体之间存在K-S取向关系：

$\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$

$\langle 110\rangle\gamma // \langle 111\rangle\alpha$

在单个奥氏体晶粒内发生γ→α转变时，γ/α相界面由平面和台阶组成，基本平行于总的相界面的平面相界相当于$\{110\}_\alpha$，是低能量的共格界面，其活动性差；而垂直于总的相界面的台阶部分是高能量的非共格界面。铁素体是靠一系列非共格的高能台阶在低能共格界面上高速运动而生长的。由于台阶迁移速度太快，特殊碳化物难以在台阶处形核，只能在活动性差的平面相界处形核。台阶的高度就是两行相间沉淀物之间的间距。相间沉淀及铁素体长大见图13.1-34。

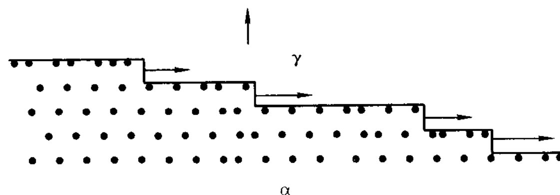


图13.1-34　相间沉淀转变示意图

（小箭头为铁素体生长方向，大箭头为γ/α相界移动方向）

碳化物相间沉淀行间距取决于转变温度和溶质浓度，转变温度越低，特殊碳化物形成元素的含量越高，相间沉淀行间距越小。而碳化物相间沉淀颗粒的尺寸大小，取决于转变温度和特殊碳化物的种类：转变温度高，γ/α转变反应速度慢，得到粗大的组织；转变温度低，反应速度快，得到较细的组织。特殊碳化物的稳定性越高，沉淀析出反应的驱动力就越大，所得沉淀颗粒的尺寸就越为细小，例如在含钛、钒、铌的钢中，在750～850℃间形成的MC相间沉淀颗粒直径约为10 nm，行间距约30 nm；在600～700℃间形成的相间沉淀颗粒直径小于5 nm，行间距约为10 nm，可以产生强烈的沉淀强化作用；$M_{23}C_6$、M_7C_3型的碳化物相间沉淀颗粒尺寸一般多在50 nm以上；M_3C型合金渗碳体也有报道会产生相间沉淀，但其尺寸变得更大了。

10.2.5　合金元素对过冷奥氏体转变的综合作用

根据以上几方面的分析，对珠光体转变的影响，不同元素起作用的机制是不相同的。强碳化物形成元素钛、铌、钒等，主要是通过推迟珠光体转变时碳化物的形核和长大来增加过冷奥氏体的稳定性的，当奥氏体分解时，特殊碳化物的形核和长大主要取决于钛、铌、钒原子的扩散富集，而不取决于碳的扩散。中强碳化物形成元素钨、钼、铬提高过冷奥氏体稳定性的原因，除了推迟珠光体转变时特殊碳化物的形核和长大外，还由于增加固溶体中原子间的结合力，降低铁的自扩散系数而阻碍γ→α转变，其中铬有强烈地阻碍γ→α转变的作用，钼的阻碍作用不明显，而钨的作用介乎铬和钼之间。弱碳化物形成元素锰在钢中虽不形成锰的特殊碳化物，但可形成含锰较高的合金渗碳体，故锰减慢珠光体转变时合金渗碳体的形核和长大；同时锰又是扩大γ相区的元素，强烈地推迟γ→α转变，故锰提高过冷奥氏体的稳定性很强烈。非碳化物形成元素镍和钴在钢中不形成特殊碳化物，奥氏体分解时渗碳体中镍、钴含量也等于钢中的平均含量，因而它们对珠光体中碳化物的形核和长大影响较小；这些元素的作用主要表现在对γ→α转变的影响，其中镍是开启γ相区并稳定奥氏体的元素，因此增大相变临界形核功，降低转变温度，故镍阻碍珠光体转变和先共析铁素体析出，增长其孕育期；而钴使奥氏体稳定性降低而使相变临界形核功减小，同时使铁的自扩散系数明显增大，因而单独加入钴时将提高γ→α转变的形核率和长大速度。另一类非碳化物形成元素硅和铝在γ→α转变时不溶于渗碳体中，硅或铝必须从渗碳体形核和长大区扩散开，这成为减慢珠光体转变的主要因素，由此还可推知硅和铝在高碳钢中的作用更为强烈；此外，硅明显增大铁的自扩散激活能，明显推迟γ→α转变，在过冷度较大的情况下，硅的作用更显著。

还有一类晶界偏聚元素如硼、磷和稀土元素，它们富集在奥氏体晶界，磷和稀土元素为平衡偏聚，硼为非平衡偏聚。这些元素的晶界偏聚降低了奥氏体晶界的表面能，阻碍α相和碳化物在奥氏体晶界形核，使形核率降低，转变孕育期增长。其中硼使亚共析钢中先共析铁素体转变的孕育期增长、形核率下降的作用特别显著，但对其长大速率基本无影响，因而硼在低碳钢中最能提高过冷奥氏体的稳定性，而随钢中碳含量的升高，硼的作用效果明显减弱。

用多种合金元素对钢进行综合合金化时，能够大大提高过冷奥氏体的稳定性。合金元素的综合作用绝非单个合金元素作用的简单之和，而是各元素之间的相互加强。若把强碳化物形成元素、中强碳化物形成元素、弱碳化物形成元素和非碳化物形成元素有效地组合起来，它们的综合作用比单个元素作用之总和要大得多。以 Cr-Ni-Mo 钢系（以质量分数计）为例，从图 13.1-35 中 35Cr（0.36% C、1.54% Cr、0.21%Ni）、35CrMo（0.35% C、1.15% Cr、0.23% Mo）、40NiMo（0.36%C、1.8% Ni、0.20% Mo）及 40CrNiMo（0.38% C、1.56%Cr、1.45%Ni、0.24%Mo）4 种钢的过冷奥氏体恒温转变曲线的比较可以看出，单独的 Cr 或 Cr + Mo、Ni + Mo 对推迟珠光体和先共析铁素体转变的作用远不及 3 种元素共同作用来得大。在铁素体和珠光体转变区间最短的孕育期，35Cr 为 20 s，35CrMo 为 35 s，40CrNiMo 约为 500 s。3 者的碳、铬、钼含量是相似的，其结果是可比的。若在 40CrNiMo 基础上使镍增加到 4%，钼增加到 0.5%，则在可测定的时间内完全抑制珠光体转变的发生。

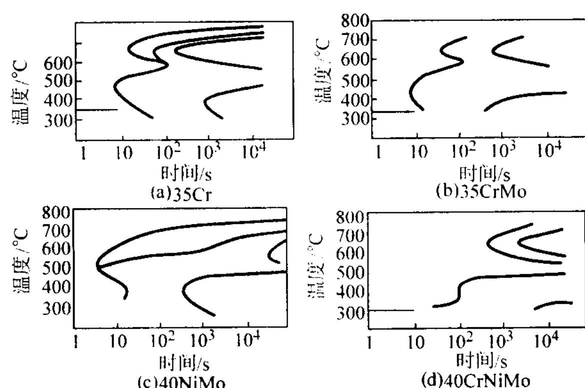


图 13.1-35 35Cr、35CrMo、40NiMo 及 40CrNiMo 4 种钢的过冷奥氏体恒温转变曲线比较

10.3 合金元素对贝氏体转变的影响

贝氏体转变是一种半扩散型转变，转变过程中只需要碳的扩散和重新分布，而不需要铁和合金元素的扩散和重新分布。贝氏体转变温度在 250～550℃之间，除了碳还能做较长距离扩散外，铁和其他置换固溶合金元素都不能做显著的扩散，而且随着转变温度的降低，扩散过程的进行越来越困难。

贝氏体转变是由单相奥氏体分解为 α 相和碳化物两相，α 相是领先相，α 相与 γ 相保持共格关系。碳化物的结构与形成温度有关，温度较高时为 Fe_3C，温度较低时为 εFe_xC，不形成特殊碳化物。贝氏体转变既具有铁素体-珠光体转变又具有马氏体转变的某些特征。在 α 相形核之前，奥氏体中必须有碳的重新分配，在低碳区形成 α 相，这是贝氏体转变的先决条件。

贝氏体转变中合金元素的作用首先表现在对转变的上限温度 B_s 点的影响。碳、锰、铬、钼、镍、钒、钛等元素都降低 B_s 温度，其中以碳的降低作用最显著。而在贝氏体转变和珠光体转变温度之间，出现一个过冷奥氏体的中温稳定区。合金元素对 B_s 温度影响的经验关系式为：

$$B_s(℃) = 830 - 270(\%C) - 90(\%Mn) - 37(\%Ni) - 70(\%Cr) - 83(\%Mo) \quad (13.1\text{-}31)$$

合金元素还会改变贝氏体转变的孕育期。碳、硅、锰、铬、镍使孕育期增长，并降低贝氏体的长大速度；钨、钼、钒、钛的影响相对较小。钢中碳含量增高不利于 α 相的形核和长大，α 相的形核必须在低碳区，α 相的长大必须以碳从 γ/α 相界面前沿 γ 相一侧扩散开去为先决条件。由于低温下扩散困难，因而碳的影响在低于 400℃时更为明显。合金元素如阻碍碳的扩散，就会降低贝氏体转变的形核和长大速度。

硅特别强烈地阻碍贝氏体转变时碳化物的形成，促使尚未转变的奥氏体富集碳，因而使贝氏体转变明显减慢。镍、锰等奥氏体形成元素降低奥氏体的化学自由能，增大 γ→α 相变临界形核功，一方面降低 B_s 点，同时也使贝氏体转变减慢。钴由于升高 A_3 点，降低 α 相相变临界形核功，因而促进贝氏体转变。铬是碳化物形成元素，也是稳定奥氏体的元素，它与锰的作有用相似，使 B_s 点下降，并使碳扩散减慢，有效地减慢贝氏体转变。

强碳化物形成元素钨、钼、钒、铌、钛等，由于增大碳在 γ 相中的扩散激活能，对贝氏体转变有一定延缓作用，但是比铬和锰的作用要小得多。此外，晶界偏聚元素硼也强烈地抑制珠光体转变而对贝氏体转变影响很小。因此，含强碳化物形成元素钨、钼、钒、铌、钛或晶界偏聚元素硼的钢，由于珠光体转变孕育期长而贝氏体转变孕育期较短，成为贝氏体钢的主要合金元素。贝氏体钢在空冷时也比较容易得到贝氏体组织，见图 13.1-36。低碳低合金贝氏体钢空冷得到贝氏体组织，可明显提高钢的韧性；铁素体-珠光体耐热钢 12Cr1MoV 空冷也能得到性能良好的贝氏体组织；对超高强度钢和高速钢则需要采用等温淬火得到贝氏体来提高钢的韧性。贝氏体组织与回火马氏体组织的硬度和强度相当时，有较高的韧性。

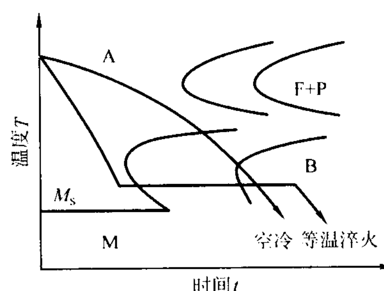


图 13.1-36 含钨、钼、铌、钒、钛或硼钢的过冷奥氏体转变曲线示意图

10.4 合金元素对马氏体转变的影响

钢中马氏体转变是非常重要的相变，相变获得的马氏体组织具有相当高的强度和硬度，大多数合金钢使用态组织均为马氏体组织或马氏体回火组织。

马氏体转变是无扩散型转变，形核和长大速度非常快，合金元素对马氏体转变动力学影响较小。合金元素加入主要改变马氏体转变的开始温度 M_s 点及终止温度 M_f 的温度范围，从而影响到钢中残留奥氏体量，并且也影响到马氏体的精细结构。

绝大多数合金元素都降低 M_s 点，其中碳的作用最强烈，其次是锰、铬、镍，再次是钼、钨、硅；而钴和铝的作用相反，它们升高 M_s 点。奥氏体形成元素锰、镍、碳、氮对提高过冷奥氏体的稳定性、降低 M_s 点有极为显著的作用，铬使 M_s 点下降的强烈作用则与铬（铬的质量分数低于 7.5%时）使 A_3 点下降的作用是分不开的。

在对钢进行综合合金化时，合金元素对 M_s 点的影响是不能简单相加的，它反映出合金元素间的相互作用。钢中碳含量越高，合金元素降低 M_s 点的作用越显著。在中碳和高碳钢中，锰、铬、镍，钼对 M_s 点的影响见图 13.1-37。

合金元素对低合金钢 M_s 点的影响的经验公式为：

$$M_s(℃) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo) \quad (13.1\text{-}32)$$

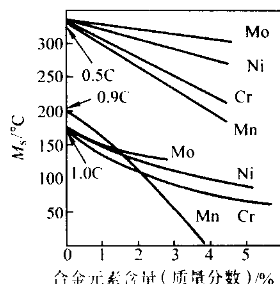


图 13.1-37　在中碳（0.5%C）和高碳（≈0.9%C）钢中，合金元素 Mn、Cr、Ni、Mo 对 M_s 点的影响

钢中加入合金元素也将改变马氏体的形态，无论降低 M_s 点的元素（如锰、铬、镍、钼）还是升高 M_s 点的元素（如钴），都增加形成孪晶马氏体的倾向。在 Fe-Ni 合金中，$w_{Ni} < 28.5\%$时，得到具有位错结构的板条马氏体；镍含量 w_{Ni}在 28.5% ~ 33%时，形成具有孪晶结构的针状马氏体。图 13.1-38 示出 Fe-C 合金系中由板条马氏体过渡到针状马氏体的转变温度和成分范围。

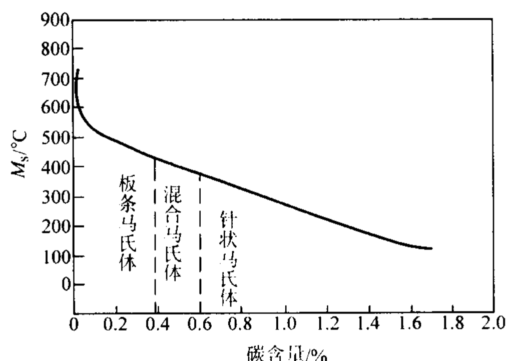


图 13.1-38　Fe-C 合金中马氏体 M_s 点和亚结构与碳含量的关系

11　合金元素对淬火钢回火时转变的影响

钢经淬火后，获得了两种亚稳定相，即马氏体和残余奥氏体。这种不稳定性主要表现在碳原子在体心正方马氏体点阵中的过饱和固溶；马氏体中位错或孪晶亚结构的应变能；马氏体板条或片间界面的界面能；以及残余奥氏体的存在。在动力学条件合适时，过饱和固溶的碳要从马氏体中析出而使马氏体转变为体心立方点阵的铁素体加渗碳体或特殊碳化物；残余奥氏体也将发生转变；转变产物 α 相发生回复和再结晶；碳化物发生聚集长大；有时还会发生金属间化合物的析出。因此，淬火钢回火时，将发生马氏体的分解、残余奥氏体的转变、渗碳体及特殊碳化物的析出和聚集长大、α 相的回复与再结晶等过程，这些过程有先有后，有的过程交叉进行。下面讨论合金元素对这些过程的影响。

11.1　合金元素对马氏体分解的影响

马氏体的分解包括碳原子的偏聚、固溶体中合金元素在晶体缺陷处形成预析出物以及碳和合金元素向碳化物的过渡，同时，体心正方点阵的马氏体逐步向体心立方点阵的铁素体转变。在室温到 150℃范围，由于碳不能作长程扩散，碳原子将偏聚在位错、马氏体晶块边界和马氏体片边界，并在上述边界析出介稳碳化物 ε-$Fe_{2.4}C$，同时使附近马氏体基体中碳的质量分数降到 0.25%左右；随着时间的延长，ε-$Fe_{2.4}C$ 不断析出，最后得到 ε-$Fe_{2.4}C$ 和 α 相（0.25%，质量分数）的混合物。当温度高于 150℃时，α 相中碳含量进一步降低，析出更多 ε-$Fe_{2.4}C$ 碳化物，温度升高到 300℃左右时碳钢中马氏体的分解完毕。而对碳含量的质量分数 < 0.25%的马氏体，高于 250℃才开始分解，分解产物中没有 ε-$Fe_{2.4}C$，直接析出渗碳体。

11.2　合金元素对回火时残余奥氏体转变的影响

降低 M_s 点的合金元素，均增加淬火钢中的残余奥氏体量。在中碳结构钢中，残余奥氏体量一般为 3% ~ 5%（体积分数）；低碳马氏体的板条间界处也可存在 2% ~ 3%的残余奥氏体薄膜；合金元素含量较高的钢中残余奥氏体量可达到体积分数为 10% ~ 15%；而高速钢中残余奥氏体量可达体积分数为 20% ~ 40%。

淬火钢回火时残余奥氏体转变的特点基本遵循过冷奥氏体恒温转变的规律，但残余奥氏体转变的孕育期显著缩短。虽然孕育期短，初始转变速度大，但残余奥氏体转变会很快衰减并停止。因此，无论在珠光体还是贝氏体转变区，残余奥氏体转变都不完全。此外。对含有较多合金元素的钢，在珠光体与贝氏体转变区之间有一中温稳定区，这类钢的残余奥氏体转变也存在这种中温稳定区。

将淬火的高合金钢在 500 ~ 600℃范围回火，冷却过程中残余奥氏体将发生马氏体转变，称为“二次淬火”。残留奥氏体在 500 ~ 600℃范围加热可能发生两种变化：其一是残留奥氏体中析出了部分碳化物，使其中碳和合金元素降低，导致残余奥氏体的 M_s 点升高，从而在冷却时发生马氏体转变；另一种情况是，残留奥氏体并未析出碳化物，而是发生反稳定化现象、使 M_s 点升高，冷却时也会发生马氏体转变。

11.3　合金元素对碳化物析出的影响

碳钢在低温回火时马氏体分解析出的 ε-$Fe_{2.4}C$ 在 260℃以上开始溶解，并析出渗碳体。合金元素中仅有硅和铝较强烈推迟这一转变。此外铬也有较弱的推迟作用。

在含强碳化物形成元素较多的钢中，特别是这些元素与碳的比例（M/C）较高时，马氏体回火时将析出特殊碳化物。析出特殊碳化物有两种途径，一种是由碳化物形成元素在渗碳体中富集，当其浓度超过在合金渗碳体中的溶解度时，合金渗碳体在原位转变成特殊碳化物，这种方式被称为原位形核方式（in-situ nucleation）。在特殊碳化物形成元素中，只有铬在渗碳体中有较高的溶解度（约 25%），钼、钨在渗碳体中可溶解约 0.1%，而第Ⅳ和第Ⅴ族元素（钛、锆、铪、钒、铌、钽）基本不溶于渗碳体，因此在铬钢中常出现特殊碳化物的原位形核，钼钢和钨钢中则偶尔出现。图 13.1-39 表示淬火铬钢（碳和铬的质量分数分别为0.42%和

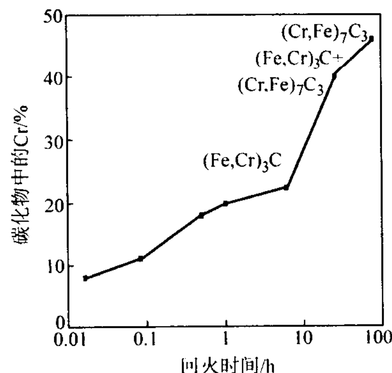


图 13.1-39　淬火铬钢 550℃回火时碳化物成分和结构的变化

3.6%）550℃回火时碳化物的成分和结构的变化。由于渗碳体可溶解25%Cr，在回火初期，随时间延长，铬在渗碳体中富集，550℃回火6 h后，合金渗碳体中铬富集到22.5%浓度，但仍为渗碳体。进一步延长回火时间，铬进一步富集，超出了渗碳体对铬的溶解限，合金渗碳体开始转变成铬的特殊碳化物（Cr，Fe）$_7C_3$。回火50 h后，全部（Fe，Cr）$_3$C都转变成（Cr，Fe）$_7C_3$。由于原来渗碳体颗粒尺寸就较粗大，故原位转变成的（Cr，Fe）$_7C_3$也具有较粗的尺寸。并且由于铬在α相中的扩散速度比其他碳化物形成元素要快，故铬钢中铬碳化物的聚集长大速度也高。

在铬钢中通常出现两种铬碳化物，即Cr_7C_3和$Cr_{23}C_6$。在回火时碳化物转变顺序为：

回火马氏体→（Fe，Cr）$_3$C→Cr_7C_3→$Cr_{23}C_6$

这是高铬钢回火时碳化物转变顺序。在中铬钢中仅出现Cr_7C_3。若铬钢中加入钼或钨，能加速Cr_7C_3向$Cr_{23}C_6$的转变。

回火时形成特殊碳化物的另一种途径是直接从α相析出特殊碳化物，同时伴随有渗碳体的溶解。所有MC型碳化物均以直接形核的方式形成，Mo和W的碳化物（MoC、WC、Mo_2C、W_2C）以及铬的碳化物Cr_7C_3和$Cr_{23}C_6$均可以以直接形核方式形成。直接形核时，碳将会在固溶体和碳化物之间发生复杂的重新分配，低温回火时已形成的渗碳体会重新溶入固溶体，从而保证形成特殊碳化物所需的碳含量。这种直接形核的特殊碳化物一般在450～600℃回火温度范围形成。例如，只含质量分数为0.1%V的碳含量也不高的钢在回火时直接析出VC。VC在α相基体中的位错线上析出，呈细小圆片状，约1 nm厚，圆片直径不超过5 nm，与基体保持共格，且在650℃温度以下，VC均不发生明显的聚集长大。图13.1-40表示钒钢（碳和钒的质量分数分别为0.3%和2.1%）经1 250℃淬火后在不同温度回火时碳化物的转变。低于500℃回火只析出Fe_3C，它含有很低的钒。由于钒强烈阻碍马氏体分解，只有40%的碳以Fe_3C形式析出，质量分数为60%的碳尚保留在α相基体中。当高于500℃回火时，由α相中直接析出VC，随回火温度升高，VC量迅速增加而Fe_3C逐渐溶解。到700℃时Fe_3C全部溶解，碳化物全部变为VC。至于能否全部转变为VC，则要看钢的成分是处于α+VC两相区还是处于α+VC+Fe_3C三相区。

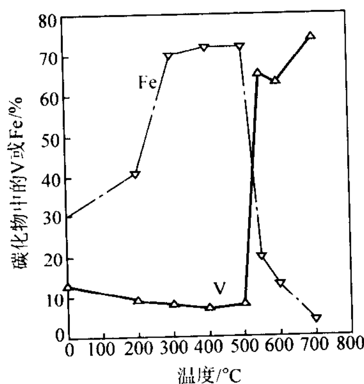


图13.1-40 淬火钒钢不同温度回火2 h，碳化物成分的变化

在含中强碳化物形成元素钼和钨的钢中，马氏体回火温度高于500℃时，钨和钼一方面向渗碳体中富集，同时也将析出钨和钼的特殊碳化物并伴随有渗碳体和溶解。在W和Mo的质量分数为4%～6%的钢中，特殊碳化物的析出顺序为：Fe_3C→M_2C→M_6C。在低钼或钨钢中，渗碳体的特殊碳化物可并存。图13.1-41为钼钢（碳和钼的质量分数分别为0.39%和1.72%）淬火后回火过程碳化物成分的变化，淬火后在500℃以上回火时，钢中少部分钼富集于渗碳体中，大部分钼（约1.2%）形成特殊碳化物Mo_2C。Mo_2C呈短棒状在位错线上直接析出，也有的Mo_2C是在Fe_3C/α相界面原位形核转变成的。但后者形成的Mo_2C颗粒较粗大。此外，由于渗碳体的溶解，结合于渗碳体的铁量将逐步降低。

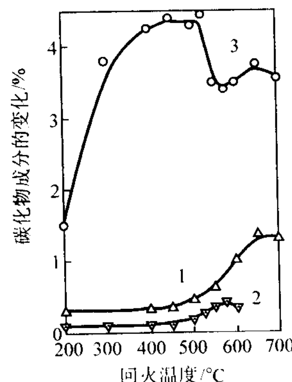


图13.1-41 钼钢淬火回火时碳化物成分的变化

在合金钢中伴随着特殊碳化物的析出，钢的硬度和强度升高，产生次生硬化（或称二次硬化）。不同碳化物所引起的生性硬化效果也各异，见图13.1-42。钒钢中VC从回火马氏体中析出于位错线上，与基体保持共格且钉扎位错，VC呈薄片状且尺寸细小，因而产生显著的次生硬化效果；钼钢中析出呈棒状的Mo_2C，与基体保持共格，其聚集长大速度小，因而有明显的次生硬化现象；铬钢中析出的Cr_7C_3由于颗粒粗大，且易于聚集长大，故没有明显的次生硬化作用。

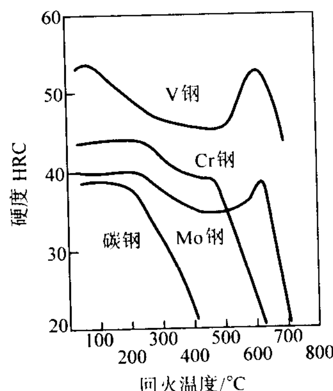


图13.1-42 钒钢（C：0.32%、V：1.36%，质量分数）、**钼钢**（C：0.11%、Mo：2.14%，质量分数）、**铬钢**（C：0.19%、Cr：2.91%，质量分数）**的回火次生硬化**

在与特殊碳化物析出的同时，还会发生α相的再结晶。马氏体分解后的α相有很高的位错密度，在碳钢中α相高于400℃开始回复过程，500℃开始再结晶。镍对碳钢中α相的再结晶温度没有影响，硅和锰稍提高α相的再结晶温度，钴、钼、钨、铬、钒等元素都显著提高α相的再结晶温度。质量分数为2%的钴可使α相再结晶温度提高到630℃，质量分数为1%～2%的铬、钼、钨可使再结晶温度提高650℃左右，质量分数为0.1%C、0.5%V钢中α相的再结晶在600℃需要50 h才开始，700℃回火要经过20 h才能完成。此外，多种合金元素的综合作用对提高α相的再结晶温度更为有效。

11.4　合金元素对金属间化合物沉淀的影响

低碳和微碳的合金马氏体在高温回火时，将从马氏体基体中析出金属间化合物，并产生沉淀强化效应。Fe-Cr-Ni 奥氏体-马氏体钢或马氏体钢由于加入大量沉淀强化元素钛、铝等，在时效过程中由马氏体基体中析出 Ni_3Ti、Ni_3Al 等金属间化合物。在 Fe-Cr-Co 马氏体钢中加入钼，时效时析出 Fe_2Mo 及 χ 相（$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$）。在 Fe-Ni 马氏体钢中加入钛和钼，时效时析出 Ni_3Ti、Ni_3Mo、Fe_2Ti 等金属间化合物。这些钢中的沉淀强化相在 450 ~ 550℃回火时析出，由于马氏体中相变引起的高位错密度，提供了弥散强化相形核的有利位置和较大的析出速度，因而这些析出相析出时非常细小，一般为片状或带状的二维质点，长度约为 10 nm，并大量在马氏体晶块边界和原奥氏体晶界发生局部沉淀，少量在马氏体基体中析出，沉淀相与基体有一定取向关系，一般在马氏体的（110）面上析出。

在 Fe-18%Ni（质量分数）合金中，产生有利影响的金属间化合物而使马氏体沉淀强化的合金元素有钛、铍、铝、钽、钨，铌、钼、锰、硅等，铬和钒的影响相对较小。钴单独加入对马氏体的强化效应不大，而钴和钼同时加入，则产生非常强的沉淀强化效应，这可能是钴降低钼在钢中的溶解度，促使 Ni_3Mo 析出，使沉淀相数量增加，尺寸细小，且不易粗化，还有可能形成有序相。在 Fe-20%Ni 钢中加入 3% Ti，淬火后马氏体的硬度为 300 HV，经 400 ~ 700℃范围时效后，由马氏体中析出 Ni_3Ti 产生明显的沉淀强化，使钢的硬度增加到 600 HV 以上。

编写：董　瀚（钢铁研究总院）
章守华（钢铁研究总院）
雍歧龙（钢铁研究总院）

第2章　合金结构钢

合金结构钢是在非合金钢（碳素钢）的基础上，适量地加入一种或数种合金元素而发展起来的。钢中合金的总含量不大，除少数钢种在5%～10%（质量分数）之间外，一般都不超过5%。按其碳含量来说，属于亚共析钢范畴。这类钢主要用于制造各种机械的零部件，用途非常广泛。

合金结构钢的发展，1870年以前为萌芽期，这期间只进行了一些实验室研究；从1870～1940年为开发期；1940年以后为改进提高期。世界各工业先进国家生产和应用的合金结构钢品种，于第二次世界大战后逐步趋于稳定和成熟。

合金结构钢体系的变化以美国为典型代表，在1900年前，生产和应用镍钢、镍铬钢和铬钢，以镍钢为主。1900年至第一次世界大战前，出现了铬钒钢、硅锰钢和锰钢；这期间，镍钢的产量百分比逐年减少。一战期间开发出含钼钢(包括钼钢、镍钼钢、铬钼钢和镍铬钼钢)，此后，镍钢的产量百分比数继续降低，在1940年前那段时间，镍铬钢成了主导合金结构钢系。1940年后，开发应用了N.E.钢，即使用低的镍、铬含量与钼配合，从而使镍铬钼钢产量的相对比例增加，成了主要的合金结构钢系。20世纪50年代后，伴随着硼钢发展，价格较高的镍铬钼钢产量构成的比重有所减少。此后的格局是，铬钢、铬钼钢和镍铬钼钢是较大体系，彼此在产量比重上不相上下。铬钢用于制造截面尺寸较小的零件，此种零件，个体重量虽小，但这类零件在数目和总需求量上占较大比重。铬钼钢用于制造截面尺寸稍大一些的零件。镍铬钼钢则是适合于较大零件的钢种。

合金结构钢的产量构成受合金元素价格的影响，这种价格在统一的世界市场上得到反映。合金结构钢在各国的应用，因资源情况不同而有出入，但是对于先进国家来说相互之间的差别不大。

合金结构钢的力学性能变化，从强度指标来看是从较低强度向较高强度和高强度、超高强度发展。在这个发展过程中重点解决因强度升高而带来的塑性、韧性降低问题，其目标始终是追求高的综合力学性能。

从合金结构钢合金的变化来看，早期开发的镍钢和镍铬钢，其合金化程度多数比实际需要偏高，带有一定的盲目性和保守性。走向多品种的过程，开发和应用了许多合金化程度较低因而淬透性水平较低的钢种，使合金结构钢的应用在技术经济上趋于合理。以后，为提高超高强度钢的强度、塑性、韧性配合水平，合金化的水平再次提高。

合金结构钢的价格与合金化程度和合金元素的选择有关，不断出现的新品种的价格大体上是从高到低又升高。从技术经济上进行综合评定，一般来说新品种高于旧品种。不过，对此不能绝对化。各品种在发展中竞争，在竞争中变化，在变化中提高，各有其优势和最适合的应用领域。

我国合金结构钢发展的基本情况是，20世纪50年代，学习原苏联，借鉴德国建立了中国的合金结构钢钢种系列，仿制或试制了若干原苏联标准规定的合金结构钢钢种。此后，结合我国资源状况和科技发展需要，研制了一批新钢种。随着冶金技术的进步，我国几乎能冶炼生产合金结构钢的全部品种。

(1) 分类

在满足合金结构钢基本技术特征的前提下，根据钢强化热处理的工艺特点或其成分、工艺和性能特点，广义上把合金结构钢分为调质钢、弹簧钢、轴承钢、低温回火钢、非调质钢、渗碳钢、渗氮钢、易切削钢、硼钢、超高强度钢等。鉴于弹簧钢、轴承钢、易切削钢、超高强度钢自身的特点，习惯上将它们专门划分出来，单独介绍。

不同种类合金结构钢各有数目不等的钢种。每类合金结构钢，在其成分、组织和性能上各有特色，同类钢的不同钢种之间又在某些技术性能上显示出差别。每种钢的化学成分、基本热处理工艺和性能可从有关标准、手册和说明上查出。为此，不仅应熟悉钢的种类，还应了解各合金元素在钢中的作用、每类钢的合金化原理以及所能遇到的冶金质量问题。

(2) 在国民经济及国防建设中的作用

合金结构钢是用于制造机械的主要结构材料，是现代机械制造工业赖以生存和发展的物质技术基础，通过机械的使用给整个国民经济和国防事业以支持。

合金结构钢与机械制造、国民经济、国防事业和科学技术现代化之间是相互关联、密不可分的。

合金结构钢的性能提高和质量改进不仅对于零件和机器的质量、安全可靠性、效率和寿命有重要意义，甚至能为改进设计创造条件，以便减轻机器自重、节约材料或提高机械的性能。合金结构钢的正确选用或新品种的使用能提高机械制造的生产效率、零件的合格率或材料的利用率；甚至会引起零件制造方法上的改进，如减少工序、缩短生产周期、降低成本并提高质量等。

对于各种车辆、军械、飞机、火箭和航天器等，减轻其自重尤其重要。节约材料就是节约有限的宝贵资源，也是节约能源。在有足够塑性、韧性配合的情况下，高强度钢的应用，其效益将不限于因减轻机器自重而节约了材料，更重要的是在机器使用的长期过程中对追加能耗的节约。另外，任何种类能源的开发都以使用大量结构材料为前提和基础。

(3) 合金结构钢的技术特征

合金结构钢是用于制造承受较高应力的各种机械零件，并通常经适当热处理强化后使用。

在众多的钢分类方法中，按化学成分和用途对钢进行分类最为流行。

合金结构钢属于亚共析钢，含有一种或几种合金元素。钢中合金元素含量（质量分数）通常处于下述范围：碳0.08%～0.65%，锰0.50%～1.8%，硅0.17%～2.0%，铬0.30%～3.0%，镍0.30%～4.5%，钼0.15%～1.0%，钨0.15%～1.2%，钒0.05%～0.5%，铌0.05%～0.15%，钛0.05%～0.15%，铝0.7%～1.2%，硼0.0005%～0.005%。

应当指出，当合金结构钢中硅含量小于等于0.5%，锰含量（质量分数）小于等于0.6%时，硅和锰主要是作为脱氧元素，而不是作为合金元素，在钢种名称上不予显示。当钢中含有铬、镍、钼、钨、钒、铌、钛等，而其含量分别低于各元素上列范围下限时，视为残余元素。

合金结构钢中的硫、磷含量是判定钢质量等级的依据(除非调质钢、易切削钢外)。按规定，在优质合金结构钢中，硫和磷含量均应小于等于0.035%；在高级优质钢中，硫、磷含量均应小于等于0.025%；在特级优质钢中，硫含量应小于等于0.015%，磷含量（质量分数）应小于等于0.025%。

元素氧、氮、氢在合金结构钢中的含量很低（对部分非调质钢，氮除外）。随炼钢炉型和脱氧程度的不同，氧含量(质量分数）在几个到几百个10^{-6}、氮在10多个到160个10^{-6}、氢在0.5个到几个10^{-6}内变动。它们含量虽低，但对钢的力学性能的影响甚为可观。

(4) 对合金结构钢的技术要求

对合金结构钢的技术要求，最根本的一条是必须满足机械零件加工过程和使用条件所提出的多方面要求。

零件的服役条件主要是：零件在使用时承受一定载荷；加载方式多种多样（如拉、压、剪、扭、弯或几种方式的组合）；应力分布可以是均匀的，也可以是不均匀的；应力状态是单向的或多向的；最大切应力和最大正应力之比因零件受载情况和在零件上的位置不同而异；零件中往往存有在加工过程中形成的残余应力；相邻零件之间相互接触，出现接触应力和相互摩擦；在一些情况下，零件承受冲击载荷；承受规则的或不规则的循环变动应力以及其中含有或不含有过载（超过疲劳极限）的循环应力等。

钢的使用性能应根据零件使用条件提出，但主要是力学性能，包括：

1) 高的疲劳抗力　包括疲劳极限，低周疲劳强度，交变应力强度因子幅度临界值（ΔK_{th}）、裂纹扩展速度（da/dN）和接触疲劳寿命；

2) 高的承受冲击能力；

3) 高的表面硬度和耐磨性；

4) 高的综合力学性能。

零件使用性能对钢所提出的力学性能要求的特点是：在力学性能指标上的多样性、综合性和针对性。这就是说，合金结构钢的力学性能，不应当只在某些个别指标上有高的数值，而是应当同时在多种指标上都有高的数值。实际上，为满足使用条件要求，不同零件所应具备的力学性能是各有侧重的。

上述有关在静力拉伸性能指标上的要求属于一般要求，但高强度与塑性相配合是合金结构钢在力学性能上应具有的共同特点。在配合中强度同塑性的相对大小和综合水平可在一定范围内变动。

机械制造对钢的工艺性能提出了以下基本技术要求：

1) 足够的热、冷变形成形能力，包括锻造性和冲压性；

2) 高的切削加工性；

3) 合适的淬透性，包括淬透性的均一性，即小的淬透性波动；

4) 足够高的奥氏体晶粒粗化温度；

5) 对所采取的化学热处理方法的适应性，以便获得最佳的技术、经济效果。

包括较快地形成给定厚度的渗层，良好的渗层组织和性能等。

随钢的合金化程度增加，钢的热、冷变形能力和可切削加工性能变差，此时，工艺性能尤为重要。

1　合金结构钢的主要性能特征和合金元素的主要作用

合金元素在合金结构钢中的主要作用可归纳为3个方面：增加淬透性，影响回火过程，影响综合力学性能。

1.1　合金结构钢的淬透性

1.1.1　淬透性的基本概念和评定方法

非合金钢的主要缺点是淬透性差，难以制造截面较大的零件，这是人们在机械制造中多采用合金结构钢的一个主要原因。钢中加入不同配比不同含量的合金元素提高钢的淬透性，使钢材具有一系列不同大小的淬透性，以保证大小截面的零件淬透，并在回火后得到所需要的力学性能。淬透性是指钢在一定奥氏体化条件下能够获得马氏体组织的倾向（即钢被淬透的能力），它是钢材本身固有的一种属性，是合金结构钢重要的热处理工艺性能之一。从硬度上讲，它是钢淬火后的硬度和硬化层深度的度量。钢的淬硬性与淬透性不同，其主要区别在于淬硬性是指钢在正常淬火条件下，所能获得的最高硬度。淬硬性主要与钢中的碳含量有关，更确切地说，它取决于淬火加热时固溶于奥氏体中的碳含量，与合金元素基本无关。奥氏体中固溶的碳量愈高，淬火后马氏体的硬度也愈高，见图13.2-1。

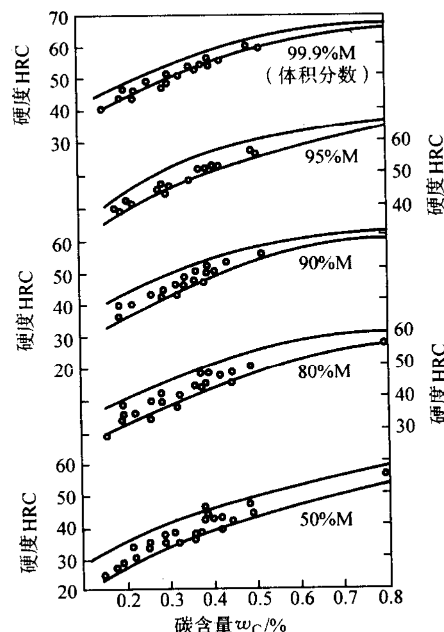


图13.2-1　钢中碳含量和淬火组织中的马氏体量与淬火后硬度的关系

钢的力学性能，尤其是屈服强度和冲击韧度与淬透性密切相关，而大截面的结构部件热处理时很难完全淬透，因而结构钢的淬透性问题更加引起人们的重视。从合金结构钢合金化的极限理论出发，甚至把淬透性作为极限的判据。尽管这不够全面，但在大多数合金结构钢中，超出淬透性需要量的过多合金元素用量反而有害。因此，在合金结构钢领域，淬透性是高质而又经济地选材和成分设计（新钢种开发）所首先必须考虑的问题。

淬透性的评定方法有多种，适合于结构钢淬透性测定方法的主要有临界直径法和端淬法。

(1) 临界直径法

将实验钢制成不同直径的一组圆棒，按规定条件淬火后，从中找出试棒截面中心恰好是含有体积分数为50%马氏体组织的一根试样。该试样的直径就被称为临界直径，一般用 D_c 表示。显然，钢材及淬火介质不同，D_c 也就不同，但对于成分一定的钢材，在一定的淬火介质中冷却时，D_c 值是一定的。常用钢的临界直径见表13.2-1。可见，临界直径越大，钢的淬透性越高。

为了排除冷却条件的影响，又引入了理想临界直径的概念，一般用 D_I 表示。它是假定钢材在冷却强度为无限大的冷却介质中淬火（冷却强度值 $H=\infty$），即当试样淬入这种介质后，试样表面的温度立即冷却到淬火介质的温度，这时试样能够淬透的最大直径（形成体积分数为50%的马氏体）就称为理想临界直径。经过这种处理后，再利用图13.2-2就可以方便地将某种淬火条件下的临界直径换算成任何淬火条件下的临界直径。

(2) 端淬法

目前测定结构钢淬透性最常用的方法是末端淬火法（简称端淬法）或Jominy法，主要用于测定优质碳素结构钢，低、中合金结构钢，也可用于弹簧钢、轴承钢、工具钢的淬硬性测定。该方法简单经济，又能较完整地反映出钢的淬火

表 13.2-1　常用钢的临界直径

钢　号	半马氏体区硬度 HRC	20～40℃水中冷却的临界直径/mm	矿物油中冷却的临界直径/mm
35	38	8～13	4～8
40	40	10～15	5～9.5
45	42	13～16.5	6～9.5
60	47	11～17	6～12
T10	55	10～15	<8
40Mn	44	12～18	7～12
40Mn2	44	25～100	15～90
45Mn2	45	24～100	15～90
65Mn	53	24～30	17～25
15Cr	35	10～18	5～11
20Cr	38	12～19	6～12
30Cr	41	13～25	7～14
40Cr	44	30～38	19～28
45Cr	45	30～38	19～28
40MnB	44	50～55	28～40
40Mn2B	44	47～52	27～40
40MnVB	44	60～76	40～58
20MnVB	38	55～62	32～46
20MnTiB	38	36～42	22～28
35SiMn	43	40～46	25～34
35CrB	43	31～44	19～31
35CrMo	43	36～42	20～28
30CrMnSi	41	40～50	23～40
40CrMnMo	44	≥150	≥110
38CrMoAlA	43	100	80
60Si2Mn	52	55～62	32～46
50CrVA	48	55～62	32～40
18CrMnTi	37	22～35	15～24
30CrMnTi	41	40～50	23～40
40CrMnTi	44	55～60	32～40

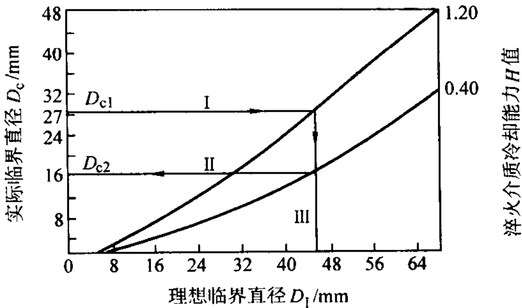
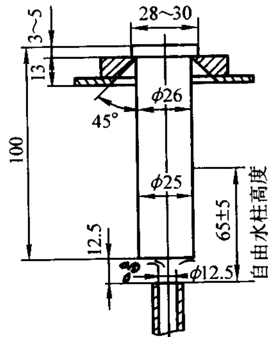


图 13.2-2　求任何淬火条件下钢的临界直径的方法
（Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ是过程步骤）

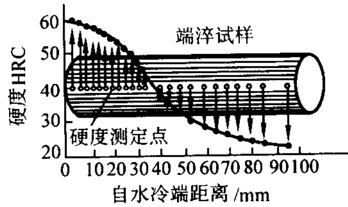
硬化特性。我国 GB 225—63 规定了端淬法测定淬透性的试样形状尺寸及实验方法、原理，如图 13.2-3 所示。国标规定用端淬法测出的淬透性以 J $\frac{\text{HRC}}{d}$表示，J 表示端淬法（Jominy 法），d 为至水冷端的距离，HRC 为距离 d 时的洛氏硬度值。需要指出，由于各钢种的成分均有一定的波动范围，即表现为一定的“淬透性带”。图 13.2-4 为几种结构钢的端淬曲线。

端淬曲线上有几点需要特别强调：1）靠近淬火端1.5 mm 处的硬度，可代表钢淬硬性，因这一硬度值与图 13.2-1 中 99.9%马氏体曲线上所表示的硬度值是一致的。2）曲线上拐点处的硬度值大致与图 13.2-1 中 50%马氏体曲体上所表示的硬度是一致的，可以用这点距顶端的距离代表钢的淬透性。3）整个曲线上硬度的变化情况，尤其在拐点附近，硬度变化平稳标志着钢的淬透性大，变化剧烈的代表淬透性小。

应当指出的是，用端淬法测淬透性，不适合淬透性很高和淬透性特别低的钢。因为对于高淬透性的钢，端淬冷速显得太快，以至整个试样全部淬透，而对淬透性特别低的钢冷速又显得太慢，以至还不足以完全淬透。



(a) 试样及实验装置



(b) 端淬曲线测定示意图

图 13.2-3　端淬实验试样、实验装置及端淬曲线的测定

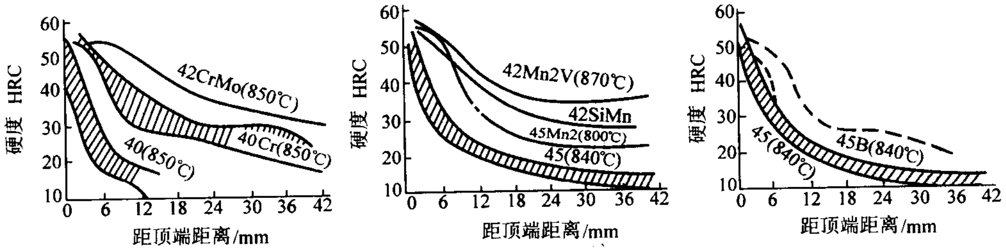


图 13.2-4　钢的末端淬火曲线（括号内温度是淬火加热温度）

1.1.2　合金元素对淬透性的影响

钢的淬透性实际上是受珠光体或贝氏体转变的孕育期（指珠光体或贝氏体转变动力学曲线的“鼻尖”温度的孕育期）所控制，即取决于过冷奥氏体稳定性的大小。凡抑制珠光体或贝氏体等过冷奥氏体分解产物形核的诸因素均能提高钢的淬透性，因此钢的淬透性主要在于钢的内因，即钢的化学成分，尤其是固溶于奥氏体中的碳和各种合金元素及其含量。另外，奥氏体的均匀性和晶粒大小及奥氏体化状态（温度、时间、原始组织）等均对淬透性有影响。

钢中碳含量和合金元素对淬透性影响最大。如图13.2-5所示，随着奥氏体中碳含量增加，钢的临界冷却速度显著降低，淬透性明显增大，但超过共析碳含量以后，则出现相反的情况，这是由于大量未溶碳化物起了相变非自发核心的作用，促进了奥氏体的分解。图13.2-6为钢中碳含量、奥氏体晶粒尺寸与理想临界直径的关系。可见，在某一确定的奥氏体晶粒尺寸条件下，随钢中碳含量增加，钢的临界淬火直径增大。

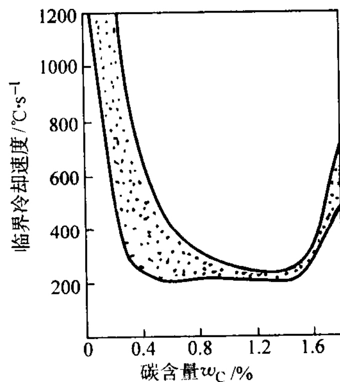


图13.2-5　碳含量对临界冷却速度的影响

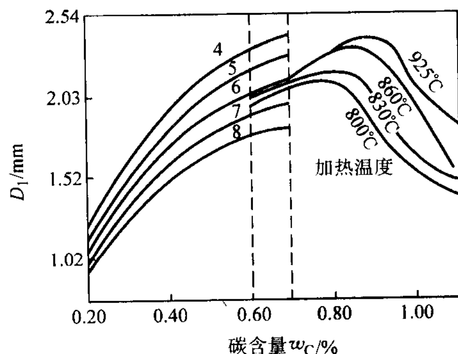


图13.2-6　钢中碳含量和奥氏体晶粒大小对理想临界直径的影响

合金元素对钢淬透性的影响可归结为它们对临界冷却速度的影响，如图13.2-7所示。可见，加入钢中的合金元素可以分为3类：1）降低钢的临界冷却速度的元素，随着其加入量的增大，临界冷却速度不断降低，如锰、铬、钼、镍、硅；2）提高钢的临界冷却速度的元素，随着其加入量的增大，临界冷却速度不断上升，如钛、锆、钴；3）随着加入量的增多，先是降低临界冷却速度，而后增大临界冷却速度，如钒。第三类大都是强碳化物形成元素，在淬火时形成稳定难溶的碳化物。当这些元素加入量少时，淬火加热时能部分溶入奥氏体，起降低临界冷却速度的作用；当加入量增大时，不能溶解的碳化物越来越多，因而提高临界冷却速度。钢中常用的合金元素对增大钢的淬透性的能力按照下列顺序提高：镍、硅、铬、钼、锰、硼。应当指出，只有溶解在奥氏体中的合金元素才能起增大钢淬透性的作用，不溶解的碳化物能降低奥氏体中碳及合金元素的浓度，对钢的淬透性起着相反的作用。

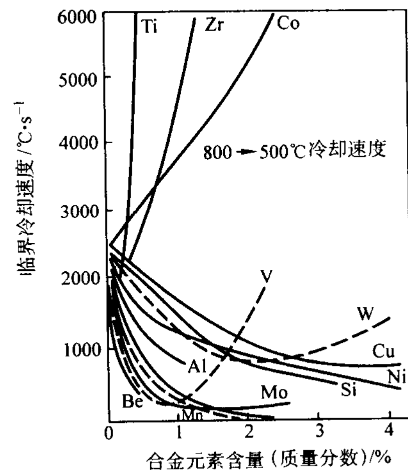


图13.2-7　合金元素对临界冷却速度的影响（w_C = 0.3%的钢）

钢的理想临界直径可表示为：

$$D_I = D_{IC}\prod_i f_i\ (x_i) \tag{13.2-1}$$

式中 D_{IC}是钢仅含有碳时所具有的理想临界直径，以长度作为量纲；f_i（x_i）是第 i 种元素在钢中含量为 x_i 质量百分数时对钢淬透性的贡献，称为 i 元素在给定含量下的淬透性乘子。

D_{IC}和钢中各元素 f_i 的数值，经多年测定和反复修正后，比较近期的结果见图13.2-6和图13.2-8。根据淬透性乘子的测试结果，常用合金元素对淬透性的影响如下：

1）硅　在奥氏体碳含量低的情况下，硅能提供的淬透性乘子很小，特别是当硅含量较低时（图13.2-8b）。硅的效果显著地随奥氏体中碳和其他合金元素含量而改变，它能有效地增加高碳奥氏体的淬透性。硅属于非碳化物形成元素，在奥氏体分解时，不溶于渗碳体，硅原子需要扩散后才能进行渗碳体的形核和长大，这是硅推迟高碳奥氏体的珠光体转变、增加淬透性的原因。在低碳奥氏体情况下，先于珠光体转变有大量先共析 α 铁形成。硅是铁素体形成元素，并不阻滞 γ→α 转变。在低碳含量时，硅推迟珠光体转变的作用被遮盖，此时增加淬透性的效果微弱。

2）镍　镍增大淬透性的效果较弱（图13.2-8c）。镍的效果同样受碳含量的影响。在添加量低于2.0%（质量分数）的情况下，镍在中碳钢中的效果与低碳和高碳相比要大些。对中碳奥氏体来说，在含少量镍时，淬透性明显增加，继续增加镍含量，则效率降低。镍与硅同属非碳化物形成元素，但是与硅不同，镍能在渗碳体中溶解，同时，镍属于奥氏体形成元素。镍既能推迟在较高温度发生的奥氏体向先共析 α 的转变，也延缓珠光体转变中的 γ→α 转变，因此镍增大淬透性。

3）锰　锰对淬透性的贡献显著，特别是当锰含量（质量分数）超过0.8%时（图13.2-8a）。例如，锰含量<1%，锰在低碳和高碳钢中的乘子要分别高于在中碳钢中的乘子。锰作为奥氏体形成元素，对淬透性的贡献与镍有相近之处，同时，锰还是碳化物形成元素，在奥氏体向珠光体转变时形成合金渗碳体，在奥氏体-珠光体界面上进行锰在铁素体和渗碳体两相间的分配。在珠光体的形成过程中需要碳化物形成元素如锰的扩散，因而推迟了奥氏体分解，使淬透性显著增加。

4）铬　铬对淬透性的影响，在低碳钢中略低于锰（图13.2-8d），且在中碳时效果最好。铬既阻碍珠光体转变时的

γ→α 转变，也延缓渗碳体的形成，从而明显增加淬透性。

5）钼　钼能有效地提高淬透性（图 13.2-8e）。与中碳钢相比，钼在高碳钢中有更大的效果。钼和镍之间有强的交互作用。珠光体转变时，钼形成特殊碳化物或合金渗碳体，它在转变产物碳化物与铁素体之间重新分配，因而能十分有效地推迟珠光体转变。

6）钨　钨在过冷奥氏体分解中所起的作用与钼相似。当按质量分数计算时，其影响程度约为钼的一半。同钼一样，钨在高碳钢中比在低碳钢中更为有效。

7）钒　钒为强碳化物形成元素，非合金钢中加钒后，其碳化物在淬火加热时难以溶入奥氏体，未溶的碳化物不但降低了奥氏体中的碳含量，而且促进奥氏体的分解，降低钢的淬透性。因此，碳素钢中加入钒往往导致钢的淬透性减小。

8）钛、铌、锆　三者均为强碳化物形成元素，其行为与钒相似。它们还是强氮化物形成元素。这些元素在奥氏体中的溶解度较小或很小，对淬透性的贡献也小。

9）硼　硼在提高淬透性方面是一个强有力的元素。钢中加入（质量分数）微量硼（0.000 7%～0.003%）能大大提高钢的淬透性，如图 13.2-9 所示。可见，当硼量约在 0.002 5% 时，增加淬透性效果最显著，当硼量超过 0.003 5% 时，由于钢中出现硼化物而使淬透性下降，脆性增加。硼提高淬透性的良好作用在于硼易偏聚于奥氏体晶粒的界面上，降低了奥氏体晶界的界面能，减少了过冷奥氏体分解时的形核率，因而能有效地推迟过冷奥氏体的分解转变。只有当硼溶解在奥氏体中时才能起增大淬透性的作用。硼的淬透性乘子受钢中碳含量的影响（图 13.2-8f）。这就是说，硼虽能很有效地增加低碳合金结构钢的淬透性，但是对中碳和高碳钢并不那么有效。当钢中碳含量超过共析值后，添加硼反而使钢的淬透性降低，即具有负效果。硼的淬透性效果还受钢中合金元素含量的影响，硼增加淬透性的有效性随钢中合金元素总含量增加而减小。共析点碳含量是硼能保持其淬透性效果的最高碳含量，合金结构钢的共析点碳含量比非合金钢要低，因而对合金钢来说，硼能起增加淬透作用的碳含量范围就相应地减小。

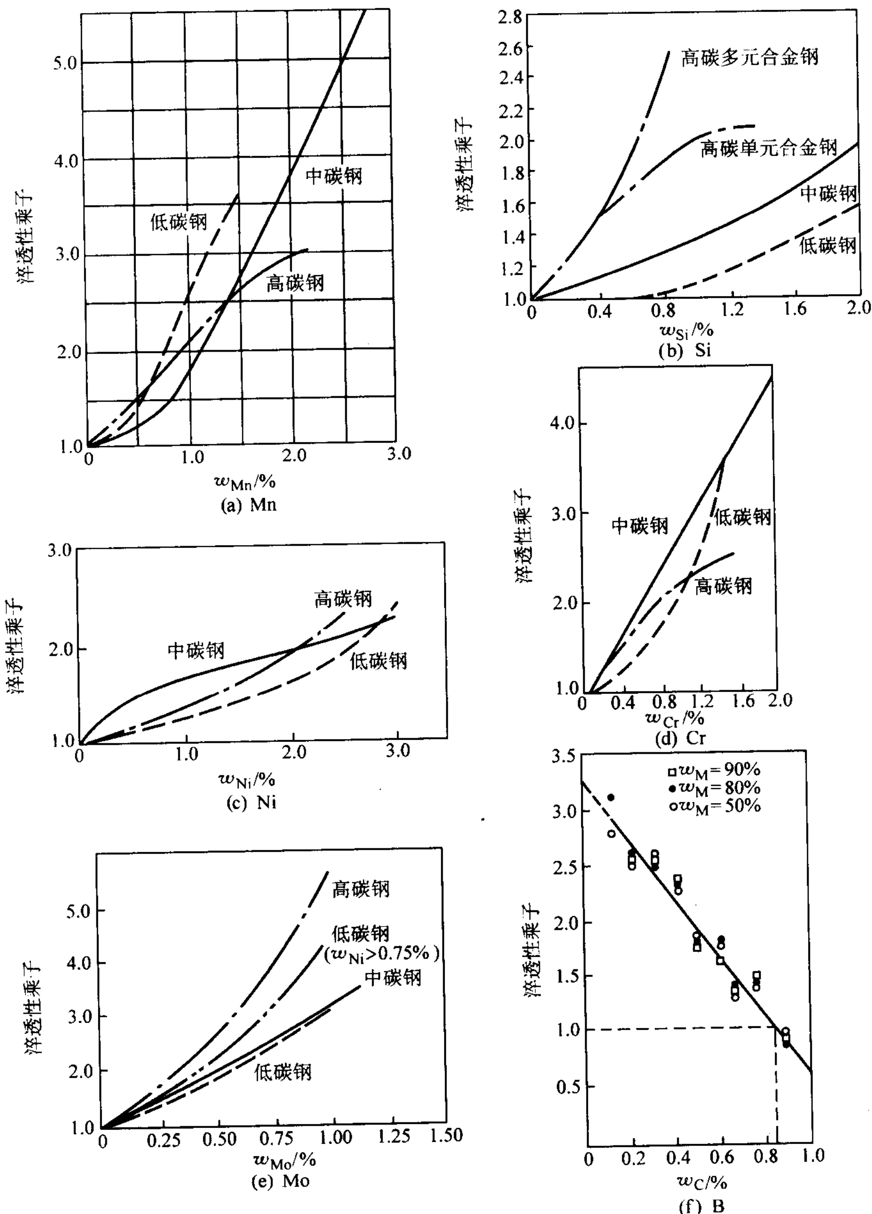


图 13.2-8　锰、硅、镍、铬、钼、硼等元素的淬透性乘子

一般淬透性要求不高的钢，均使用单一合金元素进行合金化，如40Cr、40Mn等其油淬临界直径最大为30～40 mm，而淬透性较高的钢均为复合合金化的钢，这是因为多种合金元素间的相互作用增大了其在奥氏体中的固溶度，提高了奥氏体的稳定性，使淬透性显著增大的缘故。例如，钒是强碳化物形成元素，非合金钢中加钒后，形成稳定的碳化物，淬火加热时很难完全溶入奥氏体，降低钢的淬透性。但如果将锰和钒同时加入碳钢中，锰的存在促进含钒碳化物的溶解，这样不但保证钢在淬火加热时，奥氏体中有足够的碳含量，而且钒的溶解更有效地增加了钢的淬透性。所以42Mn2V钢的淬透性比45Mn2及42SiMn钢显著增大。又例如，镍单独存在时增大淬透性的作用并不显著，但将镍加入到铬钢和铬钼钢中，其增强淬透性的作用就非常显著。因此，目前对淬透性大的钢的化学成分的配方，都采用多元少量合金化的原则。图13.2-10为锰对质量分数为0.3%C和0.4%C的0.5%Ni-Mn-Mo钢理想临界直径的影响。应当指出的是，多种合金元素同时加入，其对淬透性的影响不是单个元素的简单叠加，而是多种元素间的交互作用，但这种交互作用的机理尚未完全研究清楚。

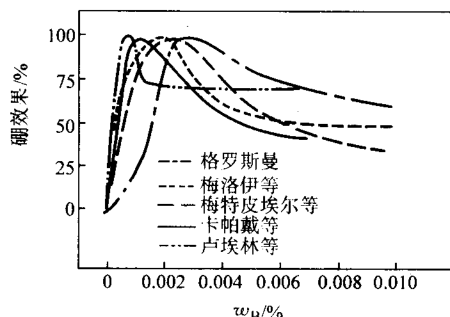
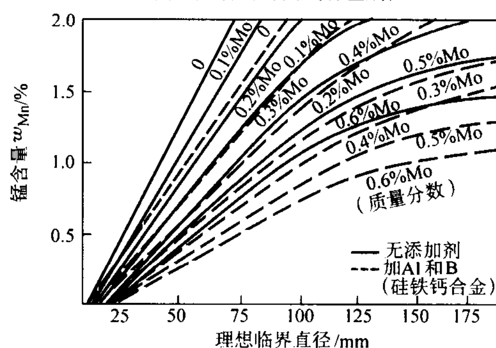
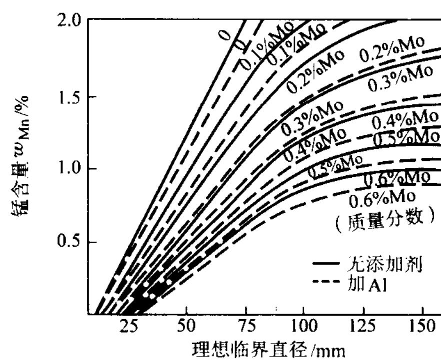


图13.2-9 硼的淬透性效果与硼含量的关系
（不同研究者所得曲线有差别）



(a) $w_C=0.3\%$



(b) $w_C=0.4\%$

图13.2-10 锰对质量分数为0.3%C和0.4%C的0.5%Ni-Mn-Mo钢理想临界直径的影响

1.2 合金元素对淬火钢回火转变的影响

马氏体是碳在α相中的过饱和固溶体，随着回火温度的升高，碳要从马氏体中析出，形成碳化物。有些合金钢在更高温度下还可能析出特殊碳化物，马氏体分解产物α相发生回复和再结晶，碳化物聚集长大。此外，回火过程还有残留奥氏体转变。这些过程有先有后，有的过程交叉进行。

合金结构钢的特点在于与非合金钢相比有较高的抗回火软化抗力，同时，在某些情况下，能显示二次硬化现象。

合金结构钢之所以具有高的抗回火稳定性是因为在添加合金元素的情况下，马氏体分解、残余奥氏体转变及渗碳体的析出、聚集均不同程度地被推向较高的温度范围。

不同合金元素在减慢回火软化方面各有区别。非碳化物形成元素镍、铝和弱碳化物形成元素锰对回火钢的软化影响较小，这些元素，作为固溶强化元素溶解在马氏体中。在抗回火软化方面比较有效的是碳化物形成元素。

碳化物形成元素能较多地把碳保留在马氏体中，从而阻碍马氏体的分解。其中以强碳化物形成元素钒的作用最为显著，钨、钼次之，铬又次之。碳化物形成元素还阻碍残余奥氏体转变。随回火温度的升高，合金元素的扩散得以进行。碳化物形成元素将在α相和渗碳体两相之间进行分配，向渗碳体中富集，形成合金渗碳体。与此同时，将发生渗碳体或合金渗碳体的聚集长大。而非碳化物形成元素则离开渗碳体。镍和锰对渗碳体颗粒的聚集、长大没有明显影响，而较强的碳化物形成元素（如钒、钨、钼、铬），由于与碳的亲和力强，减慢了微小合金渗碳体的溶解，而且减慢了碳的扩散，合金元素本身的扩散也参与到合金渗碳体的聚集过程中。凡此种种，阻碍了合金渗碳体的聚集，使含碳化物形成元素的钢能在更高的回火温度下保持细小的渗碳体颗粒。合金元素铬、钴、钼、钨对渗碳体颗粒尺寸随温度变化所产生的影响如图13.2-11所示。

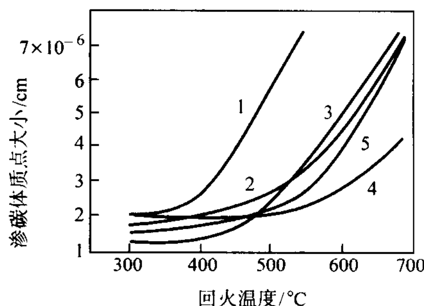


图13.2-11 碳钢和含铬、钴、钼、钨钢中渗碳体尺寸与回火温度的关系
1—碳钢；2—含铬钢；3—含钴钢；4—含钼钢；5—含钨钢

非碳化物形成元素硅在回火转变过程中的作用比较独特。低温下硅不扩散。形成ε碳化物时，其硅含量等于马氏体中的平均硅含量。硅阻碍和推迟ε碳化物的溶解和渗碳体的析出。这是因为渗碳体不溶解硅，硅必须扩散后渗碳体才能在那里形核、长大，硅的扩散成为含硅钢马氏体分解的控制因素。硅含量（质量分数）为2%钢的马氏体分解温度从260℃提高到350℃以上。硅也阻碍渗碳体颗粒的聚集长大。铝对马氏体分解的阻碍作用与硅类似。

由于经淬火的合金结构钢在回火时不容易软化，所以，为获得相同的硬度和强度，合金结构钢与非合金钢相比可采用较高的回火温度，其淬火应力能在更大程度上消除并使回火组织具有较高的塑性。

在碳化物形成元素钒、钨、钼的含量较高的情况下，钢经过淬火并在500～600℃回火时，可析出细小弥散的特殊碳

化物 V_4C_3、Mo_2C、W_2C 等，取代已析出的合金渗碳体，使钢的强度不再随回火温度升高而单调的降低，而是先升高继而降低，出现强度的极大点。这就是二次硬化现象。

1.3 合金元素和杂质元素对淬火回火后钢的力学性能的影响

合金元素和杂质元素对钢力学性能的影响与钢的组织状态有关。在淬火马氏体状态下，钢的硬度仅依赖于马氏体中的碳含量而与其合金元素含量无关，如图 13.2-12 所示。但是，经回火后，在给定屈服强度下钢的塑性和韧性与钢的成分有关，如图 13.2-13 所示。

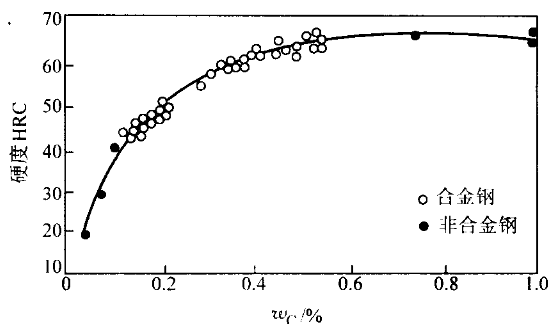


图 13.2-12 碳含量对马氏体硬度的影响

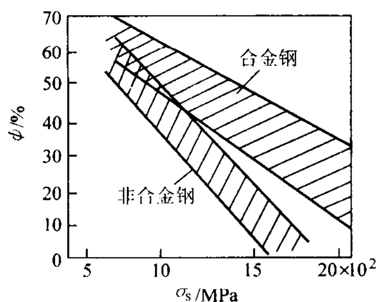


图 13.2-13 屈服强度相同的非合金结构钢与合金结构钢的断面收缩率的比较

碳是不利于调质钢冲击韧性的元素。杂质元素磷对冲击韧性的危害很大。调质钢中加入 1.0% ~ 1.5%（质量分数）Mn 后，冲击韧性可得到改善（若未出现回火脆性）。铬含量 w_{Cr}从 1%增加到 4%对韧脆转化温度无太大影响。镍显著降低韧脆转化温度，钢中少量钼和钒并不增大冷脆性。

奥氏体晶粒大小对淬火、回火后钢的韧性有显著影响。当奥氏体晶粒细小时，才会有细小的马氏体组织和高的韧性。而细小奥氏体的取得视淬火加热温度与奥氏体晶粒粗化温度的相对关系而定。合金结构钢的晶粒粗化温度应高于淬火加热温度，以防止淬火加热时发生奥氏体晶粒粗化。钢的晶粒粗化温度是合金结构钢的重要冶金质量指标之一。图 13.2-14 是合金元素对奥氏体晶粒粗化温度的影响。可见，钒、钛、锆、铌提高奥氏体晶粒粗化温度的作用比铝显著。

回火脆性对合金结构钢淬火、回火后的韧性有相当大的危害，必须注意避免。随着回火温度的升高，回火钢的冲击韧度不是单调地增加，而是在 250 ~ 400℃和 450 ~ 600℃区间（缓冷后）分别出现了最低值，如图 13.2-15 所示。

在 250 ~ 400℃回火出现的脆性称为低温回火脆性。这种脆性不能用重新加热的方法消除。在更高温度回火后，重新置于脆化温度回火，脆性不复出现。因此，称之为不可逆回火脆性。一般认为，250℃以上，ε－碳化物转变为薄片状渗碳体沿马氏体析出，是造成低温回火脆性的原因。另一些人认为，低温回火脆性与钢中微量锑、磷、锡、砷等元素在晶界上的富集和吸附有关。为了防止低温回火脆性，淬火钢应避免在发生低温回火脆性的温度回火。添加 1.5% ~ 2.0%（质量分数）Si，能将发生低温回火脆性的温度提高 100℃左右。

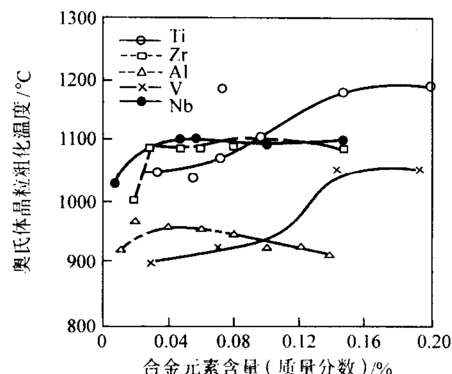


图 13.2-14 合金元素对奥氏体晶粒粗化温度的影响

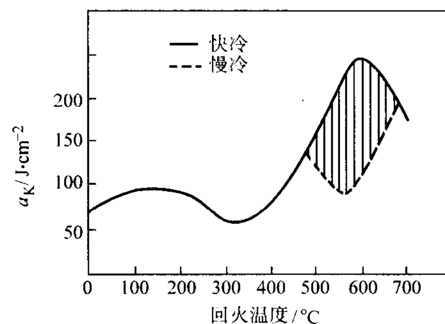


图 13.2-15 含 0.3%C，1.47%Cr，3.4%Ni 钢的冲击韧度与回火温度的关系

在回火加热后缓慢冷却条件下，在 450 ~ 600℃区间回火出现冲击韧性最低值，此现象称为高温回火脆性。

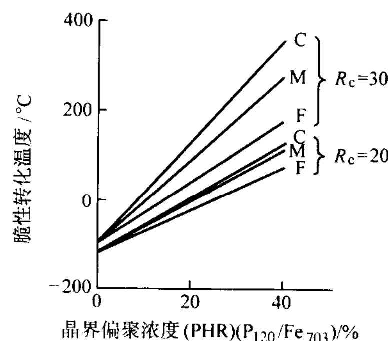
高温回火脆性的基本特征在于，经回火脆化后，钢的冲击韧性降低，这是由于脆性转化温度升高引起的；于是，用回火脆化后脆性转化温度的增值 Δθ 作为确切衡量钢所感受到的回火脆性程度指标。感受高温回火脆性后，钢具有更大的晶间断裂倾向，表现为在高温脆化钢冲击试样的断口上晶间断口形貌的相对面积增加，同时冲击功减小。晶间断裂时，裂纹沿着原奥氏体晶界扩展。在奥氏体晶界上有磷、锡、锑、砷等杂质元素的偏聚。

高温回火脆性同低温回火脆性之间的重要区别是，高温回火脆性与回火加热和冷却的条件有关；因条件改变，脆性可消除或再现。例如，短时间回火后快速冷却，或在 600℃以上温度回火后快速通过 500 ~ 550℃区间冷却，则冲击值仍保持着随回火温度升高而增大的趋势，如图 13.2-24 所示，并无高温回火脆性发生。在出现回火脆性后，再次将钢重新加热到 600℃以上，快速冷却通过 500 ~ 550℃区间，原受到的高温回火脆性可以消除，韧性得以恢复。因此，高温回火脆性又称为可逆回火脆性。

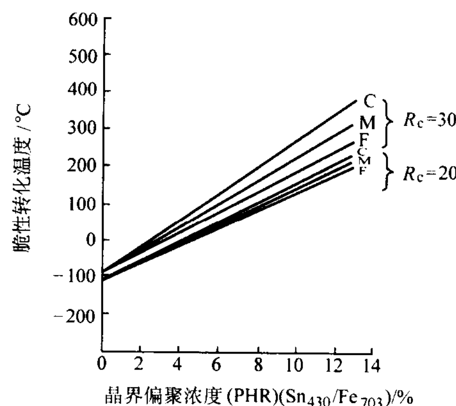
高温回火脆性的本质是，回火时，钢中磷、锡、锑、砷等杂质元素沿原奥氏体晶界发生了偏聚，造成晶界弱化和脆化。高温回火脆性的产生，依赖于杂质元素晶界偏聚，所以是一个原子扩散和激活过程。杂质元素的晶界偏聚程度可由俄歇电子能谱分析测出。图 13.2-16 是一种镍铬钢分别在含有磷或锡的情况下，脆性转化温度与晶界杂质元素偏聚浓度之间的关系。后者表征为杂质元素碳或锡相当于铁的俄歇峰高比（PHR）。从图中还可以看出，脆性转化温度还受到钢

的硬度（或强度）水平和奥氏体晶粒大小的影响。

一种镍铬钢在不同回火温度加热脆性转化温度的变化如图 13.2-17 所示。可见，高温回火脆性的动力学曲线具有 C－形。



(a) 随磷晶界偏聚浓度的变化



(b) 随锡晶界偏聚浓度的变化

图 13.2-16 一种镍铬钢回火后脆性转化温度随磷、锡晶界偏聚浓度的变化晶界偏聚浓度用相应的俄歇峰值高比 PHR 表示，原奥氏体晶粒尺寸（C－粗，M－中，F－细），硬度 HRC

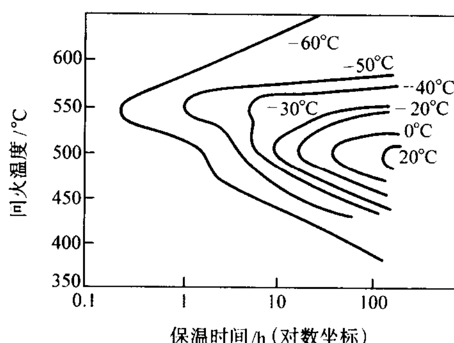


图 13.2-17 一种铬镍钢高温回火脆化的动力学曲线
（质量分数：C 0.30%，Si 0.30%，Mn 0.79%，Cr 0.77%，Ni 1.26%，Mo 0.02%，S 0.028%，P 0.015%）

一般认为，非合金钢的高温回火脆性很小，难以明确测出，除非钢的锰含量较高。主要是在有一定碳含量并含有磷、锡、锑、砷等杂质元素的合金钢中才出现比较显著的高温回火脆性。钢中的碳和合金元素通过影响杂质元素的晶界偏聚从而对高温回火脆性产生影响：钛、铬、锰、镍等增加钢对高温回火脆性的敏感性，而钼、钨、钒等能减小敏感性。表 13.2-2 是不同化学成分的合金结构钢的高温回火脆化倾向。

表 13.2-2 不同化学成分合金结构钢的高温回火脆化倾向

钢 种	化学成分（质量分数）/%						脆化比①
	Si	Mn	P	Ni	Cr	V	
非合金钢	0.3	0.55	0.04	—	—	—	1.0
高 P 钢	0.3	0.55	0.08	—	—	—	1.4
Mn 钢	0.3	1.6	0.04	—	—	—	4.5
Cr 钢	0.3	0.55	0.04	—	2.5	—	10.0
Ni 钢	0.3	0.55	0.04	1～5	—	—	1.1
Ni－Mn 钢	0.3	1.2	0.04	1～2	—	—	4.0
Ni－Cr 钢	0.3	0.45	0.04	1～5	0.6～1.0		10.0
Ni－Cr 钢	0.3	0.45	0.04	1～5	1～2		20.0
Ni－Cr－Mo 钢	0.35	0.20	0.04	1.7	1.1		1.0
Ni－Cr－V 钢	0.3	0.45	0.04	1～5	1～2	0.3	24.0

① 脆化比是淬火钢在 650℃回火快冷和慢冷后的冲击韧度之比。

对于截面尺寸较小的零件，可采用回火后快速冷却（水冷或油冷）来防止或减轻高温回火脆性，并在较低温度补充回火以消除回火快冷所引起的内应力。对于截面尺寸较大或形状复杂的零件，可选用含钼钢。钼、钨、钒是降低高温回火脆性的元素。在锰钢、铬钢、铬锰钢中加入质量分数为 0.2%～0.3%的 Mo 能减小钢的高温回火脆性。对于铬锰钢，加入质量分数为 0.5%的 Mo 时最有效，而在铬钒钢中加入质量分数为 1%的 Mo 才能抑制高温回火脆性的发生。钼的最佳含量视钢的成分而定。

2 调质钢

结构钢在淬火成马氏体并在 500～650℃之间温度回火后具有强度、塑性及韧性的良好配合，很大一部分机械零件是经过淬火及高温回火后使用的。适用于这种热处理的钢种为调质钢。

在合金结构钢中，调质钢是广泛应用的一类重要材料之一，其制作的零部件，小到几十克，大到几百吨。大多数重要用途大锻件均采用调质钢，生产技术比较复杂。

这类钢在化学成分上的特点是：碳含量（质量分数）多在 0.20%～0.50%，并含有一种或几种合金元素，具有较低或中等的合金化程度。钢的强度可通过调整回火温度在一定范围内变化。所保证的最低屈服强度大多在 650～1 050 MPa，钢在应用时抗拉强度多数在 800～1 200 MPa。钢中合金元素的作用主要是提高钢的淬透性，使零件在淬火后得到足够厚的马氏体层以保证淬火回火后的强韧性效果。合金元素的另一作用是保证零件高温回火后获得预期的综合性能。

调质钢包括一系列钢种，其淬透性大小不等，以供选用。具有同样淬透性的调质钢，因合金化的方案不同，钢在相同抗拉强度进行比较时，在塑性和韧性上会略有差异。可利用价格低廉的元素硼提高淬透性。有含硼与不含硼的调质钢。调质钢除用于通体强化热处理外，还用于表面淬火场合。在表面淬火情况下，因钢的表面加热后较易实现快速冷却，所选用钢的淬透性与通体淬火情况下相比允许降低，从而可以节约合金元素。在钢种选择上表面淬火用钢和通体强化钢有所不同，但统属于调质钢。

调质钢的缺点是没有能利用马氏体的精细结构强化作用。淬火的主要作用是依靠奥氏体到马氏体相变，把碳固溶在 α 相中，为随后回火时形成大量的、细小的、均匀分布的碳化物颗粒作准备。这些碳化物颗粒对铁素体基体起弥散强化作用，但碳化物的弥散强化作用没有充分发挥。

2.1 调质钢的合金化

2.1.1 调质钢的成分特点和作用

调质钢的化学成分特点如下：

1）碳含量（质量分数）一般在0.20%～0.50%范围，以获得高的综合力学性能。若碳含量太高，则塑性和韧性太低；而碳含量太低，强度又不足。

2）合金元素总量不是很大，一般不超过3%～7%（质量分数），属中、低合金钢范畴。

3）所含合金元素的种类较多，一般都是加入1～3种合金元素。常加入的合金元素有铬、镍、锰、硅、钨、钼、钒、钛、铌、硼及稀土等。其中铬、镍、硅、锰等加入量较大，它们在改善钢的性能方面起着主导作用，常称为主加元素；钼、钨、钒、钛、硼等常配合一定数量的主加元素加入钢中，且加入量通常较少，它们在改善钢的性能方面起着一定的作用，但仍处于辅助地位，故称为辅加元素。

4）通常对杂质元素（主要是硫、磷）的含量限制很严。

上述各种合金元素在调质钢中的作用主要可归纳为以下4个方面：

1）提高淬透性　调质钢常用的合金元素中，锰、铬、钼、硼等对提高淬透性的作用较为显著，硅、镍的作用较弱。但镍与铬同时加入钢中，尤其是铬与镍含量之比近似于1:3时，可显著提高钢的淬透性。这些元素在钢中的含量（质量分数）一般为：锰1%～2%、硅1%～1.5%、铬1%～2%、镍≤4.5%、硼0.001%～0.003 5%。钛、钒、铌等强碳化物形成元素，在通常的淬火加热温度下，极少溶于奥氏体中，而大部分以碳化物、氮化物等形式存在，故不能显著提高钢的淬透性，有的甚至起反作用。但是，如果与此同时在钢中再添加一些弱碳化物形成元素（如锰），可使这些难溶碳化物易于溶解，从而有利于使钢的淬透性提高。

2）抑制高温回火脆性　钢中含有铬、锰、镍、硼等元素时会增加对高温回火脆性的敏感性。当铬、镍、锰等同时存在时，更能促进回火脆性的显著增大。为了抑制高温回火脆性，除了在回火后采取快冷外，常在钢中加入适量的钼或钨。钨对抑制高温回火脆性的作用不及钼，一份钼的作用相当于三份钨的作用。通常钼的加入量为0.25%～0.40%（质量分数），而钨的加入量则为0.8%～1.2%（质量分数）。

3）细化奥氏体晶粒　锰能促进奥氏体晶粒的长大。为减轻锰的不利影响，调质钢中常加入某种细化晶粒的元素（如钒、钛等）。钒在钢中少部分可溶入奥氏体，略能提高钢的淬透性，而大部分则以碳或氮的化合物的形式存在，能显著细化奥氏体晶粒；钛和铌的碳、氮化合物更难溶入奥氏体中，虽可强烈地细化奥氏体晶粒，但由于会降低淬透性，故在调质钢中应用较少。

4）提高回火稳定性　调质钢中加入碳化物形成元素（如钒、钼、钨、铬等），能显著提高回火稳定性。硅对渗碳体的析出和长大有着强烈的延迟作用，故亦能显著提高其回火稳定性。

2.1.2 调质钢的合金化原则

调质钢合金化的原则是：首先，应满足所设计的钢对淬透性的要求，保证钢具有满意的或良好的工艺性能，在此前提下追求钢的低成本或尽可能好的综合力学性能。

1）在正确选定钢种的前提下，只要满足了钢的淬透性，其零件的综合力学性能就有基本保证。当钢的淬透性要求不高时，只需加入一种合金元素就能有效地满足要求，这种合金元素应是按成本计提高淬透性最有效的元素（如硼、锰或铬）。当钢淬透性要求较高时，合金元素应搭配供用（如Cr－Ni、Mn－Mo、Si－Mn、Mn－B、Cr－Mo等）。为了充分发挥合金元素的有效作用，常常加入一个或两个主加元素，再加一个或两个辅助元素，以发挥合金元素“多元、少量”的复合作用。通过元素之间的正确配合，可使所产生的淬透性效果高出分别加入情况下对淬透性贡献之和。多元少量地进行合金化（如Cr－Ni－Mo、Cr－Ni－W、Cr－Mn－Mo、Si－Mn－Mo－V、Cr－Mn－Mo－V－B等）对高淬透性钢尤为重要。

2）应考虑所加入合金元素对钢临界点的影响，勿使A_3点过分升高，以免淬火加热温度过高。为提高淬透性而加入的合金元素应能溶入奥氏体。为此，铁素体形成元素（如钒、铬、钛、钼、钨、硅）宜同奥氏体形成元素（如锰、镍）结合使用。

3）使用较经济的合金元素锰增加淬透性时，奥氏体晶粒容易长大，为此应添加少量强碳化物形成元素钒。借助于形成弥散分布的钒的碳氮化物，抑制奥氏体晶粒迁移，得到足够高的奥氏体晶粒粗化温度。同时，锰能促进钒的碳化物在奥氏体中溶解，可有效提高淬透性。

4）为减少脱碳倾向，在调质钢中不宜使用硅。对中碳钢来说，硅不能有效地提高淬透性。为了能经济地提高钢淬透性同时减少奥氏体的粗化和脱碳倾向，单元素合金化时宜选用铬。在某些情况下，脱碳不严重时，可应用硅锰钢。从脱碳和综合力学性能两个方面来看，硅锰钢逊于硅镍钢和铬镍钼钢，但硅锰钢较便宜。

5）钼在调质钢中有较广泛应用。除能有效增加淬透性外，钼在调质钢中具有防止高温回火脆性的重要作用。对于合金化程度较高的、用于大截面尺寸的结构钢，有必要通过添加钼或钨来抑制高温回火脆性。

6）镍能提高调质钢的韧性并降低调质钢的脆性转变温度。调质用的镍钢、铬镍钢和铬镍钼钢有高的综合力学性能，宜用于制造承受重载、冲击负荷并在低温下使用的机械零件。由于镍的价格较高，在调质钢中应节约使用。

2.2 调质钢的力学性能和合金元素的影响

马氏体经高温回火后的组织是高温回火马氏体，这种组织是在经过再结晶的细晶粒的铁素体上分布着弥散的粒状碳化物。高温回火马氏体的硬度主要取决于铁素体的硬度及碳化物对铁素体的弥散强化作用：

$$\mathrm{H} = \mathrm{H_F} + \alpha S$$

式中，H为钢高温回火后的硬度；$\mathrm{H_F}$为铁素体硬度；S为碳化物颗粒的总表面积；α为碳化物的强化系数。

合金元素对中碳马氏体钢回火后的硬度影响如图13.2-18所示。硅、锰、镍等元素高温回火后固溶在铁素体中，因而提高调质后的硬度；铬、钼、钨、钒等元素阻止渗碳体在高温回火时长大，使钢在高温回火后保持较高的硬度。

调质钢淬火成马氏体，在450～650℃温度范围内回火时，随着回火温度的升高，硬度、抗拉强度、屈服强度等不断降低，而伸长率、断面收缩率及冲击韧性等不断上升，如图13.2-19所示。

不同化学成分的各种合金结构钢回火后的力学性能之间的关系如图13.2-20所示。可见，尽管钢的化学成分不同，但如果淬火成马氏体，回火到相同的硬度或抗拉强度，便得到相近的屈服强度、伸长率和断面收缩率值。这个关系准确到±10%。如果把非合金钢和合金结构钢都淬成马氏体，回火到相同的硬度或抗拉强度，它们间的屈服强度与伸长率值也是相近的，但是它们间的断面收缩率却有差别，当强度高时特别明显，如图13.2-21所示。

对调质钢的韧性，主要有以下3个方面的问题：每一种钢在淬火成马氏体采用不同温度回火到不同硬度后具有不同的韧性；合金元素对高温回火后钢的韧性的影响；高温回火脆化问题。

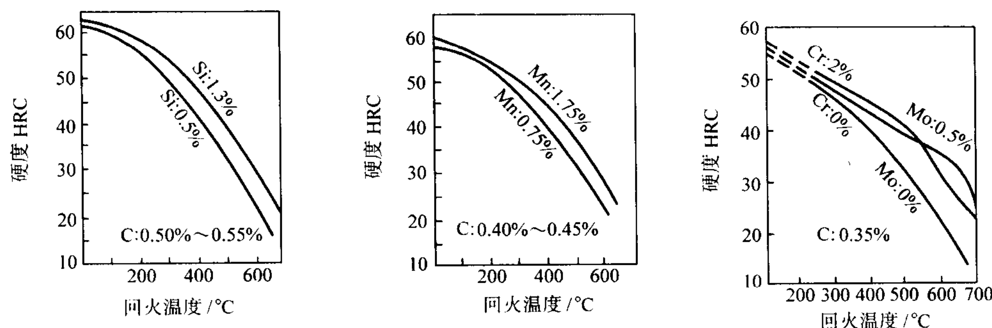


图 13.2-18　合金元素硅、锰、铬、钼含量（质量分数）对中碳钢回火后硬度的影响

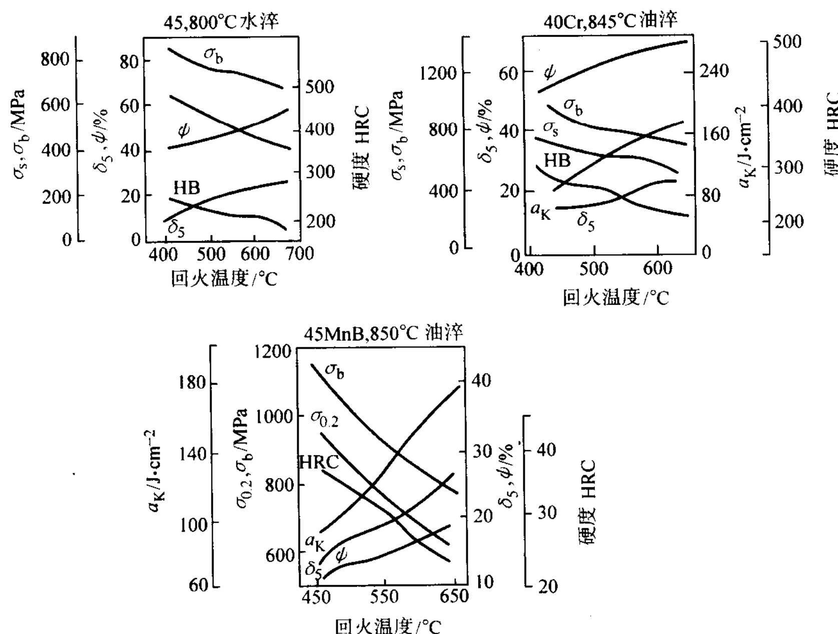


图 13.2-19　45 钢、40Cr、45MnB 钢淬成马氏体并在 400～650℃回火后的室温力学性能

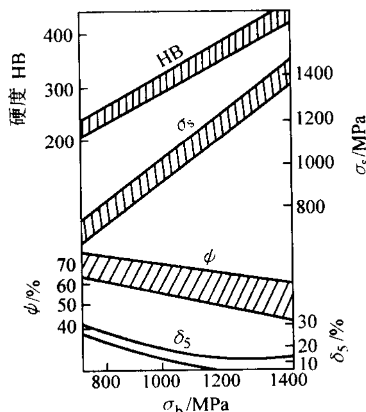


图 13.2-20　碳含量（质量分数）为 0.25%～0.45%的合金结构钢淬火成马氏体并回火后的室温力学性能各指标间的关系

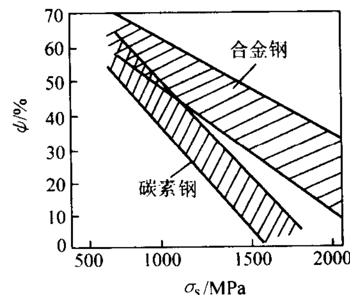


图 13.2-21　屈服强度相同的碳素钢与合金结构钢的断面收缩率比较

1）对某一化学成分的钢，采用不同的回火温度，可以得到一系列不同的硬度和强度，强度越高，其室温的冲击韧性越低。随着冲击实验温度的降低，钢转变到冷脆状态，原来不同强度的钢的韧性趋于一致，都很低，如图 13.2-22 所示。

2）钢中元素对调质钢韧性的影响。碳是不利于调质钢冲击韧性的元素（图 13.2-23），故在选择钢中碳含量时，在保证钢调质后的硬度及强度的前提下，应把钢中碳含量限制在较低的范围内。因而对于重要零件，往往采用高淬透性的低碳钢，调质后使用（如 18Cr2Ni4W 钢），a_K 值可达 118 J/cm^2。钢中的杂质磷对冲击韧性危害甚大，它提高脆性转变温度，降低冲击值。与非合金钢相比，调质钢中加入 1%～1.5%（质量分数）Mn 后，钢的冲击韧性有所改善（在不发生回火脆化的前提下），表现在稍微降低脆性转变温度；但当锰含量（质量分数）超过 2%后，则脆性转变温度反而升高，冲击韧性恶化。调质钢中铬含量（质量分数）从 1%增加到 4%时，钢的脆化转变温度没有很大的变化。钢中镍含量增多时，其脆性转变温度不断下降，镍含量（质量分数）为 4%的钢，到 -180℃时，仍然保持着较高的冲击韧性值。钢中加入少量的钼或钒，一般并不增大钢的冷脆性。

硅通常认为对高温回火马氏体的冲击韧性起不良作用。硼虽然有提高钢的脆性转变温度的倾向，但由于加入量很少，故影响并不明显。

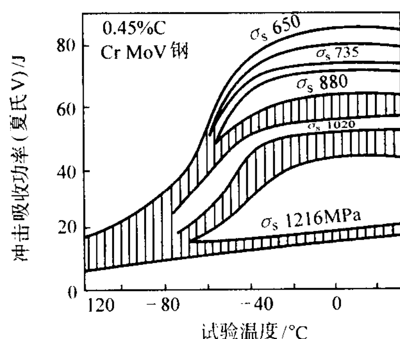


图 13.2-22　碳含量 w_C 为 0.45%的 Cr-Mo-V 钢处理到不同强度后的冲击韧性

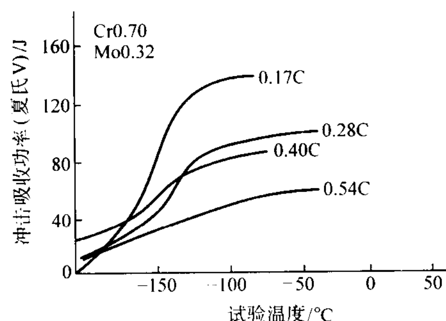


图 13.2-23　钢中碳含量对马氏体高温回火后冲击吸收功的影响

3）调质钢的高温回火脆性。某些化学成分的钢，高温回火后的冷却速度对冲击韧性有显著的影响，表现为冲击韧性的降低和韧脆转变温度的升高，而对硬度、强度、塑性等性能没有明显的影响。高温回火脆性与加热和冷却的条件有关，且具有可逆性。一般认为，非合金钢的高温回火脆性很小，难以明确测出，除非钢的锰含量较高。钢中的碳和合金元素通过影响杂质元素的晶界偏聚从而对高温回火脆性产生影响：钛、铬、锰、镍等增加钢对高温回火脆性的敏感性，而钼、钨、钒等能减小这种敏感性。

2.3　调质钢的分类

常用调质钢按淬透性和强度分为 4 类：

1）低淬透性调质钢（如 40Mn、40B、50Mn 等）。其水中淬火临界直径为 15～30 mm，调质处理后力学性能为抗拉强度 635～785 MPa，屈服强度 345～590 MPa，A_K39～63 J，主要用于制造小截面零件（如螺栓、小轴、小齿轮、凸轮轴等）。

2）中淬透性调质钢（如 40Cr、45Cr、45Mn2、40MnB、42SiMn、40MnV、50CrV）等。其油中淬火临界直径为 25～45 mm，调质后力学性能为抗拉强度 785～980 MPa，屈服强度 590～785 MPa，A_K47～71 J，主要用于制造中等截面临界零件（如柴油机连杆、曲轴、齿轮、螺栓等）。

3）较高淬透性调质钢（如 40CrNi、35CrMo、35CrMn2、40CrMn、30CrMnTi、40CrMnMo、30CrMnSi、40CrMnMoV 等）。其油中淬火临界直径为 45～75 mm，调质后力学性能为抗拉强度 885～1 080 MPa，屈服强度 685～885 MPa，A_K39～63 J，主要用于制造截面较大、受载较重的零件（如内燃机曲轴、连杆、变速箱主动轴等）。

4）高淬透性调质钢（如 37CrNi3A、35CrNi2Mo、40CrMnMoVB、37SiMn2MoWV、42Cr2MoV 等）。其油中淬火临界直径在 75 mm 以上，调质后力学性能为抗拉强度 980～1 180 MPa，屈服强度 785～980 MPa，A_K47～94 J，主要用于制造大截面、受重载零件（如汽轮机轴、电力机车大齿轮等）。

2.4　常用调质钢

常用调质钢的化学成分、热处理工艺及力学性能见表 13.2-3。

表 13.2-3　常用合金调质钢的牌号、成分、性能、热处理和用途

等级	钢号	化学成分（质量分数）/%								热处理		力学性能≥					用途举例
		C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V	其他	淬火 /℃	回火 /℃	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	A_K /J	
低淬透性钢	40Mn①	0.37～0.45	0.17～0.37	0.70～1.00						840 水	600	785		15			高应力下工作的螺钉、螺帽
低淬透性钢	50Mn①	0.48～0.56	0.17～0.37	0.70～1.00						820 水	580	835		8			柴油机凸轮轴
中等淬透性钢	40Cr	0.37～0.45	0.20～0.40	0.50～0.80	0.80～1.10					850 油	500 水、油	980	785	9	45	47.0	内燃机车多种齿轮、轴、螺栓
中等淬透性钢	45Mn2	0.42～0.49	0.20～0.40	1.40～1.80						840 油	550 水、油	885	735	10	45	47.0	内燃机车多种齿轮、轴、螺栓
中等淬透性钢	35SiMn	0.32～0.40	1.10～1.40	1.10～1.40						900 水	590 水、油	885	735	15	45	47.0	燃气轮机车叶轮、传动齿轮、蜗杆
中等淬透性钢	42SiMn	0.39～0.45	1.10～1.40	1.10～1.40						880 水	590 水	885	735	15	40	47.0	燃气轮机车叶轮、传动齿轮、蜗杆
中等淬透性钢	40MnB	0.37～0.44	0.20～0.40	1.10～1.40					B 0.001～0.003 5	850 油	500 水、油	980	785	10	45	47.0	喷油器滤芯、汽车转向蜗杆及半轴
中等淬透性钢	38CrMoAl	0.35～0.42	0.20～0.40	0.30～0.60	1.35～1.65		Mo 0.15～0.25		Al 0.70～1.10	940 水、油	640 水、油	980	835	15	50	70.6	缸套、喷油泵滚轮体、调速器主动轴、从动齿轮
中等淬透性钢	40CrV	0.37～0.44	0.20～0.40	0.50～0.80	0.80～1.10			0.10～0.20		880 油	650 水、油	885	735	10	50	70.6	连杆

续表 13.2-3

等级	钢号	化学成分（质量分数）/%								热处理		力学性能≥					用途举例
		C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V	其他	淬火/℃	回火/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
较高淬透性钢	40CrNi	0.37~0.44	0.20~0.40	0.50~0.80	0.45~0.75	1.00~1.40				820油	500水、油	980	785	10	45	54.9	轴、齿轮
	40CrMn	0.37~0.45	0.20~0.40	0.90~1.20	0.90~1.20					840油	520水、油	980	835	9	45	47	齿轮、离合器、水泵转子
	42CrMo	0.38~0.45	0.20~0.40	0.50 0.80	0.90~1.20		Mo 0.15~0.25			850油	580水、油	1 080	930	12	45	628	主副连杆缸头螺栓、齿轮
	40CrMnTi③	0.37~0.45	0.17~0.37	0.80~1.10	1.00~1.30				Ti 0.06~0.12	880 850油	580水、油	1 225	1 030	9	45	47	
	30CrMnSi	0.27~0.34	0.90~1.20	0.80~1.10	0.80~1.10					880油	520水、油	1 080	885	10	45	39.2	鼓风机叶片
	35CrMo	0.32~0.40	0.20~0.40	0.40~0.70	0.90~1.20		Mo 0.15~0.25			850油	550水、油	980	835	12	45	62.8	曲轴螺栓、曲轴、电机轴
高淬透性钢	37CrNi3	0.34~0.41	0.20~0.40	0.30~0.60	1.20~1.60	3.00~3.50				820油	500水、油	1 130	980	10	50	47.0	齿轮、连杆螺栓
	37SiMn-2MoWV	0.34~0.40	0.60~0.90	1.60~1.90			0.60~1.00	0.05~0.12	Mo 0.40~0.50	900水、油	650水、空	980	835	12	45	54.9	代CrNiMo钢
	40CrNiMo	0.37~0.44	0.20~0.40	0.50~0.80	0.60~0.90	1.25~1.75	Mo 0.15~0.25			850油	600水、油	980	835	12	55	78.5	轴、齿轮
	18Cr2Ni4W②	0.13~0.19	0.20~0.40	0.30~0.60	1.35~1.65	4.00~4.50	0.80~1.20			860油	560油	1 080	785	12	50	94.1	主轴承螺栓，凸轮轴螺栓
	40CrMnMo	0.37~0.45	0.20~0.40	0.90~1.20	0.90~1.20		Mo 0.20~0.30			850油	600水、油	980	785	10	45	62.8	轴、齿轮、连杆

①40Mn、50Mn系YB699－65中的钢号。②18Cr2Ni4W钢作调质用并非YB6－71标准。③40CrMnTi系YB6－59中的钢号。

2.4.1 30Mn2

30Mn2钢经调质处理后有较30钢高的强度、韧性及耐磨性。用30Mn2钢制造小截面零件时，其调质后的静强度和疲劳强度良好，拉丝、冷镦、热处理工艺性能也良好。这种钢的切削加工性尚可，当硬度为179~235HB时，相对切削性约为50%，焊接性尚可，但通常不作焊接件用。若需焊接时，应预热到200℃以上。30Mn2钢通常可用于制造汽车、拖拉机中的车架纵梁，变速箱齿轮、轴，冷镦螺栓及较大截面的调质件；也可制造要求心部强度较高的渗碳件（如起重机的后车轴等）。此钢具有白点敏感性和过热敏感性及回火脆性（500~550℃）。

（1）化学成分（表13.2-4）

表13.2-4 30Mn2化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr，Ni	P	S
0.27~0.34	0.17~0.37	1.40~1.80	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点：表13.2-5。

表13.2-5 30Mn2临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
718	804	727	627

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.31，Si 0.17，Mn 1.37；850℃正火。

密度：7.80 g/cm³。

弹性模量：206 780 MPa。

热导率：表13.2-6。

表13.2-6 30Mn2热导率

温度/℃	100	200	300
λ/W·(m·K)$^{-1}$	39.775	37.681	36.006

（3）力学性能（表13.2-7~表13.2-10，图13.2-24~图13.2-26）

表13.2-7 30Mn2室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	840℃水淬，500℃回火水冷	≥784	≥637	≥12	≥45	≥78	①
	870℃正火	≥588	≥343	≥15	≥45		

续表 13.2-7

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_k	备注
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
25	840℃ 40 min 水淬，520 ~ 550℃ 回火 60 min 水冷	$\frac{784 \sim 1\,115}{951}$	$\frac{6\,567 \sim 1\,050}{853}$	$\frac{13 \sim 22}{18}$	$\frac{50 \sim 69}{59}$	$\frac{78 \sim 176.4}{134}$	50 炉钢
钢板	热轧状态	588 ~ 735	~ 392	~ 16			

注：分子为数据范围，分母为平均值。
①摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-8　30Mn2 疲劳极限

用钢成分（质量分数）/%			力学性能			循环次数	σ_{-1}	σ_{-1k}
C	Si	Mn	σ_b /MPa	δ_5 /%	a_K/ J·cm^{-2}		MPa	
0.32	0.27	1.20	654	24.0	83	5×10^6	265	
0.30		1.27	588		100	5×10^6		182

注：试样 ϕ10 mm × 90 mm；缺口深 2 mm，张角 60°。

表 13.2-9　30Mn2 低温冲击韧度

热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}					
	20	0	-20	-30	-40	-50
840℃退火 2.5 h，冷速 3℃/min	35 ~ 39	32.3	25.5 ~ 26.5	25.5	25.5 ~ 28.4	23.5 ~ 24.5
890℃正火 1.5 h，冷速 39℃/min	60.8 ~ 61.7	55.9 ~ 57.8	46.1 ~ 47	47	45.1 ~ 50	35.3 ~ 43.1

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.26，Si 0.44，Mn 1.32，P 0.011，S 0.022。

表 13.2-10　30Mn2 蠕变强度

试验温度/℃		400	450	500	550	备注
$\sigma_{1/10\,000}$	/MPa	157	98	59	26	30 钢的数值
$\sigma_{1/100\,000}$		108	64	34	16	

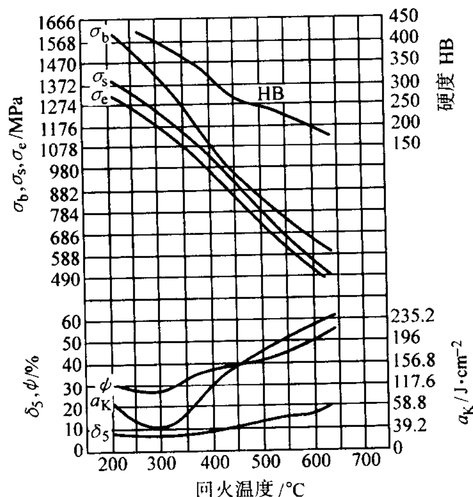


图 13.2-24　不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.32，Si 0.23，Mn 1.44；
热处理：850℃油淬；试样尺寸 ϕ10 mm

(4) 工艺性能（表 13.2-11 和表 13.2-12，图 13.2-27 和图 13.2-28）

2.4.2　35Mn2

35Mn2 钢同 30Mn2 钢比，因其含碳最高，具有更高的强

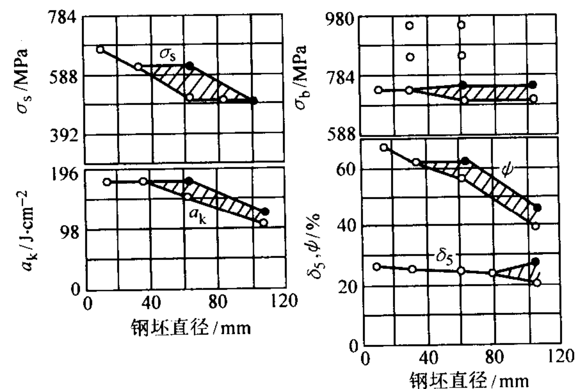


图 13.2-25　钢坯尺寸对力学性能的影响
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.28，Si 0.26，Mn 1.43；
热处理：850℃水淬，回火到相同的硬度

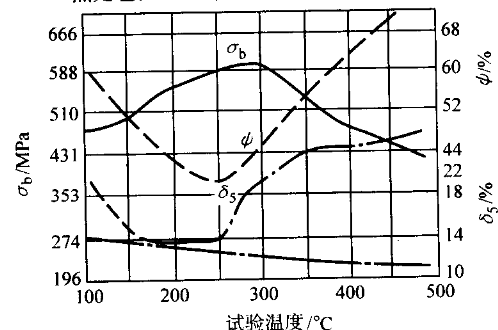


图 13.2-26　高温拉伸性能
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.23 ~ 0.35，Si 0.17 ~ 0.35，Mn 1.2 ~ 1.5；正火；扁平试样

表 13.2-11　30Mn2 热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷　却
1 200 ~ 1 220	1 160 ~ 1 200	> 800	> ϕ60 mm 缓冷

表 13.2-12　30Mn2 热处理制度

项目	退火	正火	高温回火	淬　火		回火
温度/℃	830 ~ 860	840 ~ 880	680 ~ 720	820 ~ 840	840 ~ 880	400 ~ 600
冷却	炉内	空气	空气	水①	油	油或水
硬度 HB	≤207		≤207			按需要

①　只有形状简单的零件方可水淬，否则有产生裂纹的危险。

度和耐磨性，但塑性稍有降低。淬透性不高，以半马氏体硬度为准，油淬可淬透到 ϕ20 ~ 25 mm，水淬可淬透到 ϕ30 ~ 35 mm。这种钢在制造较小零件时，与 40Cr 钢相当。可以用作直径小于 15 mm 的冷墩的各种重要螺栓；也可用于制造小轴、轴套、小连杆、操纵杆、风机配件；在农业机器上可用作锄铲、锄铲柄等。焊接性能低，冷变形时塑性中等。切削

性能尚可，较相同含碳量的碳钢为好，当硬度为179~235HB时，相对切削加工性约为50%。此钢有白点敏感性，有过热倾向和回火脆性倾向。

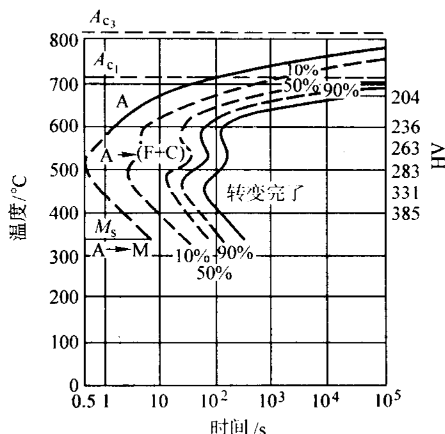


图13.2-27　30Mn2等温转变曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.33，Si 0.23，Mn 1.54，Cr 0.15，Ni 0.18；奥氏体化温度860℃

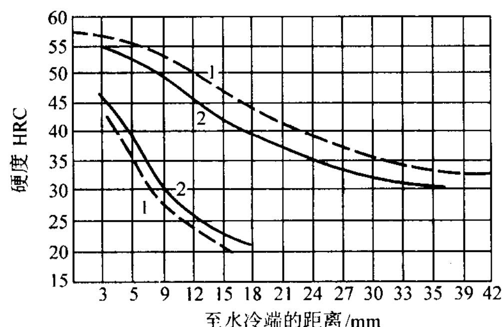


图13.2-28　30Mn2淬透性曲线

用钢成分（质量分数）（%）：1—C 0.28~0.33，Si 0.12~0.35，Mn 1.6~1.9；2—C 0.27~0.34，Si 0.20~0.35，Mn 1.5~2.0；860℃加热端淬

（1）化学成分（表13.2-13）

表13.2-13　35Mn2化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.32~0.39	0.17~0.37	1.40~1.80	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点：表13.2-14。

表13.2-14　35Mn2钢临界点（近似值）　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
713	793	710	630

密度：7.79 g/cm³。

弹性模量（20℃时）：203 840 MPa。

热导率：表13.2-15。

表13.2-15　35Mn2热导率

温度/℃	100	200	300
λ/W·(m·K)$^{-1}$	39.775	37.681	36.006

（3）力学性能（表13.2-16~表13.2-18和图13.2-29~图13.2-32）

（4）工艺性能（表13.2-20，表13.2-21和图13.2-33，图13.2-34）

2.4.3　40Mn2

40Mn2钢的强度、塑性和耐磨性都较40钢好，热处理工艺性能也良好。可用来制造重负荷条件下工作的零件，如轴、半轴、曲轴、蜗杆、活塞杆、操纵杆、杠杆、有载荷的螺栓、螺钉、加固环、弹簧等。当制造直径40 mm以下的零件时，它的静强度和疲劳性能同40Cr钢相当。焊接性能差，当碳含量在下限时，需要预热到100~425℃后方可焊接。冷变形塑性不高。切削加工性中等，当硬度为183~241HB时，钢的相对切削加工性为50%。40Mn2钢有过热敏感性、白点敏感性和回火脆性倾向。在水中淬火时易产生裂纹。碳含量和锰含量以控制中上限为好。

（1）化学成分（表13.2-22）

表13.2-16　35Mn2钢的室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	取样部位	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K	HB	备注
			MPa		%		/J·cm^{-2}		
25		840℃水淬，500℃回火水冷	≥833	≥686	≥12!	≥45	≥69	退火≤207	①
25	中心	860℃正火	≥617	≥363	≥13	≥40	—	热轧≤241	
<100	R/2	840~860℃正火	≥617	≥314	≥13	≥45	—	热轧≤241	
100~200	R/2	840~860℃正火	≥578	≥294	≥13	≥43	—	热轧≤241	
<60	R/2	800~820℃水淬，620~640℃回火水冷	≥784	≥637	≥10	≥50	≥59	255~302	
25	中心	775℃退火	675	382	23.1	57.4	48	179	
25	中心	热轧状态	949	423	12.8	30.8	7.8	255	②
8	中心	正火，球化860℃油淬，570℃回火水冷	980~1 049	93~101	16.5~19.0	54~64.5	—	302	
15	中心	正火，830℃水淬，570℃回火水冷	960	894	17.5	61.2	149	300	
		正火，860℃油淬，570℃回火水冷	916	823	17.0	58.5	145	297	
25	中心	850℃水淬，520℃回火	$\frac{897\sim1\,068}{956}$	$\frac{750\sim941}{819}$	$\frac{15\sim19}{17.5}$	$\frac{56.5\sim65}{59.5}$	$\frac{78\sim162}{137}$	—	8炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）（%）C 0.3，Si 0.2，Mn 1.81。

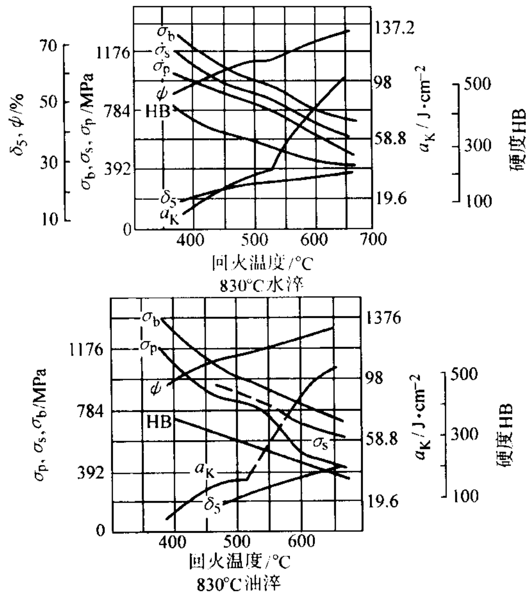


图 13.2-29　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.28，Mn 1.80，Cr 0.21，Ni 0.32；试样 ϕ25×350 mm，回火后油冷；冲击试样为钥孔形缺口

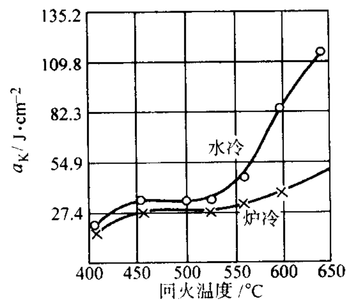


图 13.2-30　不同温度回火后的冲击韧度

（用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Mn 1.5）

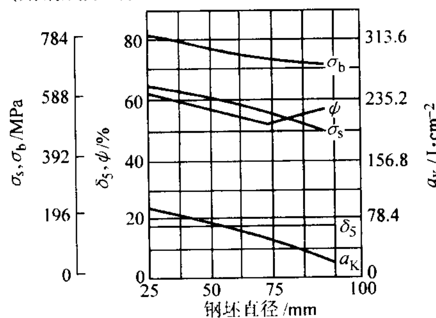


图 13.2-31　钢坯尺寸对力学性能的影响

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.28，Mn 1.81，Cr 0.21，Ni 0.32；820℃水淬，600℃回火水冷

表 13.2-17　35Mn2 钢的疲劳极限

热处理制度			力学性能					σ_{-1}	σ_{-1k}
淬火	回火/℃		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K/	/MPa	
			MPa		%		J·cm^{-2}		
800℃油淬	220	60 min 空冷	1 530	1 420	5.2	26	35	607	401
	320		1 400	1 295	6.0	39	48	583	381
	540		970	823	12.8	60	104	464	316
	600		853	686	13.0	62	127	358	267
	640		715	588	15.0	69	151	340	228
	650		706	559	14.0	68	157	371	244
	720		627	500	19.0	70	175	357	251

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.17，Mn 1.37，P 0.014，S 0.024。

表 13.2-18　35Mn2 钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5/%
	MPa		
200	568	265	14
300	588	235	19
350	549	225	22
400	490	216	23

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23～0.35，Si 0.17～0.35，Mn 1.2～1.5。

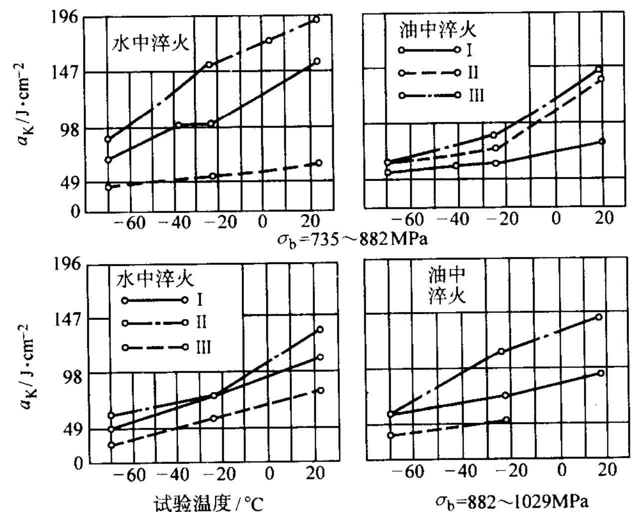


图 13.2-32　35Mn2 钢低温冲击韧度

试验用钢化学成分见表 13.2-19

表 13.2-19　图 13.2-32 试验用钢化学成分（质量分数）　%

σ_b/MPa	淬火介质	热处理毛坯直径/mm	C 0.35，Si 0.26，Mn 1.64，P 0.025，S 0.012 I		C 0.32，Si 0.28，Mn 1.68，P 0.022，S 0.012，Cr 0.10 II		C 0.34，Si 0.37，Mn 1.8，P 0.032，S 0.014，Cr 0.22 III	
			热处理温度/℃					
			淬火	回火	淬火	回火	淬火	回火
735～882	水	30	860	610	780	580	820	600
735～882	油	30	890	610	780	540	840	590

续表 13.2-19

σ_b/MPa	淬火介质	热处理毛坯直径/mm	C 0.35, Si 0.26, Mn 1.64, P 0.025, S 0.012 Ⅰ		C 0.32, Si 0.28, Mn 1.68, P 0.022, S 0.012, Cr 0.10 Ⅱ		C 0.34, Si 0.37, Mn 1.8, P 0.032, S 0.014, Cr 0.22 Ⅲ	
			热处理温度/℃					
			淬火	回火	淬火	回火	淬火	回火
882 ~ 1 029	水	30	860	560	780	480	840	530
882 ~ 1 029	油	30	890	560	890	450	840	530

表 13.2-20 35Mn2 热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
≤1 200	1 160	>800	ϕ>60 mm 缓冷

表 13.2-21 35Mn2 热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	830 ~ 880	840 ~ 880	680 ~ 720	820 ~ 850	400 ~ 650
冷却	炉内	空气		油或温水	油或热水
硬度 HB	≤207		≤207		按需要

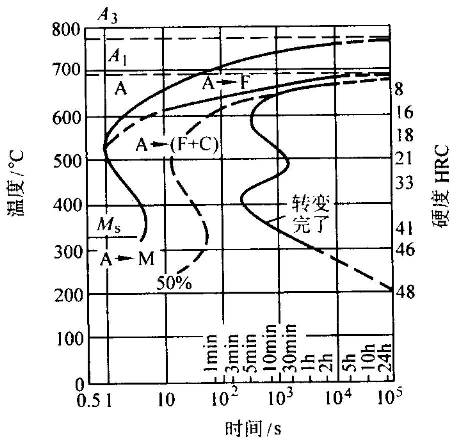


图 13.2-33 35Mn2 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.35, Mn 1.85; 奥氏体化温度 840℃

(2) 物理常数（表 13.2-23）

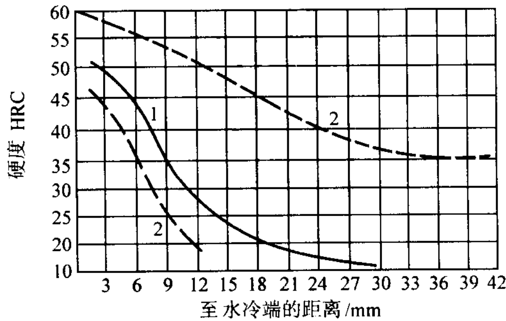


图 13.2-34 35Mn2 钢淬透性

1—淬透性曲线：用钢成分（质量分数）(%) C 0.35, Si 0.35, Mn 1.48; 2—淬透性带：用钢成分（质量分数）(%) C 0.33 ~ 0.38, Si 0.2 ~ 0.35, Mn 1.6 ~ 1.9; 850℃加热，端淬

表 13.2-22 40Mn2 化学成分：用钢成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.37 ~ 0.44	0.17 ~ 0.37	1.40 ~ 1.80	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

临界点（近似值）：表 13.2-23。

表 13.2-23 40Mn2 临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
713	766	704	627	340

密度：7.8 g/cm^3。

线胀系数（25 ~ 100℃）α_l：11.5×10^{-6}/℃。

(3) 力学性能（表 13.2-24 ~ 表 13.2-26 和图 13.2-35）

表 13.2-24 40Mn2 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	取样位置	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
			MPa		%			
18		840℃水淬，540℃水冷	≥882	≥735	≥12	≥45	≥69	①
25		840℃水淬，540℃水冷	941 ~ 1 150 / 1 004	820 ~ 987 / 897	12 ~ 21 / 15.9	45 ~ 63.1 / 57	69 ~ 147 / 119.8	402 炉
25		860℃水淬，560℃水冷	94 ~ 108 / 990	80 ~ 94 / 867	15 ~ 19 / 17.1	52 ~ 60 / 57	88 ~ 153 / 119.6	10 炉，平炉钢
50	中心	820℃水淬，600℃水冷	794	588	17	59	627	
75	中心	820℃水淬，600℃水冷	755	549	16	54	480	
100	中心	820℃水淬，600℃水冷	745	510	15.5		196	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-25 40Mn2 钢不同温度回火的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	HB
			MPa		%		
38	870～925℃正火，800～830℃油淬	425℃回火	≥1100	≥931	≥10	≥40	331
		540℃回火	≥931	≥735	≥16	≥50	277
		650℃回火	≥706	≥490	≥20	≥59	223

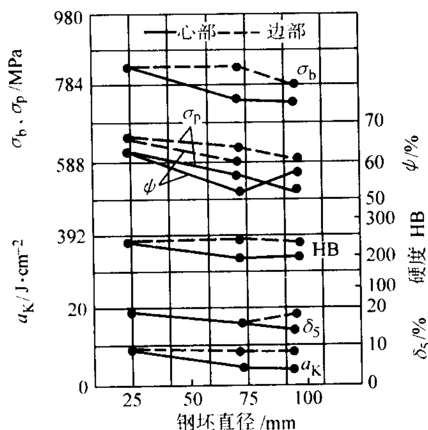


图 13.2-35 不同尺寸钢坯热处理后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.28，Mn 1.81，Cr 0.21，Ni 0.32，P 0.044，S 0.025；820℃水淬，600℃回火水冷；冲击试样为钥孔形缺口

表 13.2-26 40Mn2 钢高温蠕变强度

试验温度/℃		400	450	500	550
$\sigma_{1/10000}$	MPa	167	98	59	25
$\sigma_{1/100000}$		118	69	34	15

(4) 工艺性能（表 13.2-27，表 13.2-28 和图 13.2-36～图 13.2-38）

表 13.2-27 40Mn2 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200～1 220	1 180～1 200	≥800	ϕ≥60 mm 堆冷

表 13.2-28 40Mn2 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	820～850	830～870	670～710	810～850	400～650
冷却	炉内	空气	空气	油	水或油
硬度 HB	≤217		≤217		按需要

2.4.4 45Mn2

45Mn2 钢的强度、耐磨性和淬透性都较高，经调质后有良好的综合性能；但以在油中淬火并进行高温回火为宜。在某些情况下，也可在正火状态下使用。这种钢有良好的淬透性，油淬可淬透到（体积分数为 50%马氏体）ϕ25～35 mm，水淬可淬透到 ϕ40～50 mm。这种钢一般用来制造在较高应力与磨耗条件下工作的零件，在直径小于 60 mm 时，性能与 40Cr 钢相当，在汽车、拖拉机和通用机器制造中，用于制造万向接头轴、车轴、轴、连杆盘、摩擦盘、蜗杆、齿轮、齿轮轴、电车和蒸汽机车轴、车箱轴、重载荷机架，以及冷拉状态中的螺栓及螺帽等。这种钢的焊接性低。冷变形时的塑性也低。切削性能尚好，正火或回火处理到 170～228HB 时，相对切削加工性为 45%。

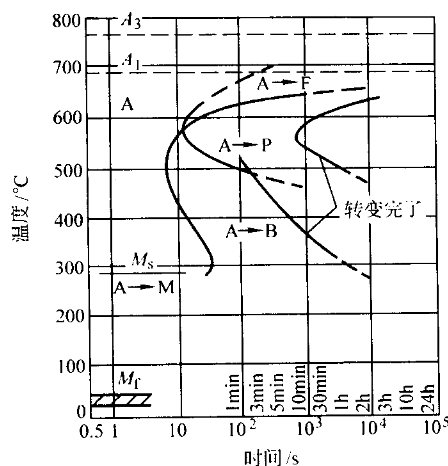


图 13.2-36 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.40，Mn 2.06，Cr 0.11，Ni 0.05；奥氏体化温度 830℃

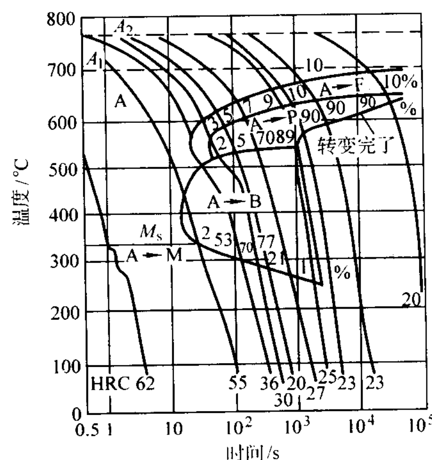


图 13.2-37 连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.27，Mn 1.82；奥氏体化温度 860℃

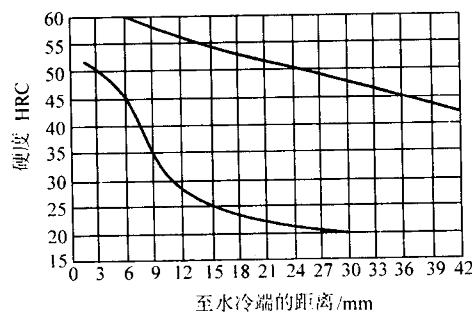


图 13.2-38 淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38～0.43，Si 0.20～0.35，Mn 1.5～1.9；840℃加热端淬

(1) 化学成分（表 13.2-29）

表 13.2-29 45Mn2 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.42～0.49	0.17～0.37	1.40～1.80	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-30。

表 13.2-30　45Mn2 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
711	765	704	626	320

密度：7.8 g/cm³。

线胀系数：表 13.2-31。

表 13.2-31　45Mn2 钢线胀系数

温度/℃	25～100	25～300	25～600	300～400	300～500
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.3	12.7	14.7	16.3	16.3

弹性模量：203 840 MPa。

切变弹性模量：82 712 MPa。

热导率：表 13.2-32。

表 13.2-32　45Mn2 钢热导率

温度/℃	100	200	300	500
λ/W·(m·K)$^{-1}$	44.38	42.71	41.03	35.17

（3）力学性能（表 13.2-33～表 13.2-38 和图 13.2-39～图 13.2-42）

表 13.2-33　45Mn2 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	取样位置	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HB	备注
			MPa		%				
25		840℃油淬，550℃水或油冷	≥882	≥735	≥10	≥45	≥59		①
		860℃油淬，550℃回火水冷	$\frac{926～1\ 135}{1\ 030}$	$\frac{745～1\ 045}{907}$	$\frac{11～18}{15}$	$\frac{40.5～59.5}{52.1}$	$\frac{73～127}{98}$		50 炉钢
60	R/2	850℃正火	796	457	21.7	63.5	115	223	②
	R/2	850℃正火，600℃回火空冷	504	755	28.4	61.0	92	213	
	中心	850℃油淬，550℃回火空冷	735	522	23.1	64.5	95	222	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.35，Mn 1.57。

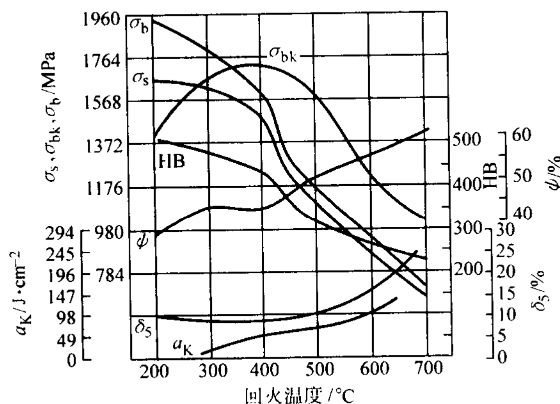


图 13.2-39　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.35，Mn 1.57；

热处理：850℃油淬，回火水冷；热处理毛坯 ϕ60 mm

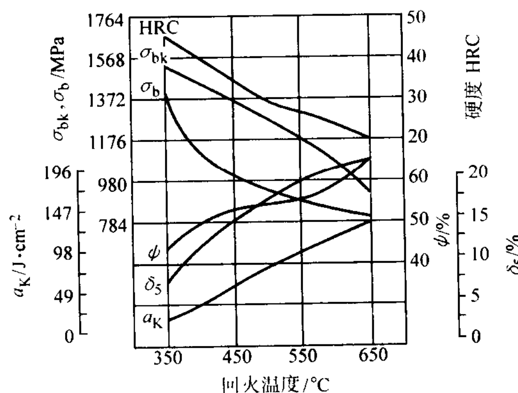


图 13.2-40　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.36，Mn 1.47，Cr＜0.05，Ni＜0.05，Cu 0.11，P 0.031，S 0.010；

热处理毛坯 ϕ12 mm；850℃45 分油淬，回火后水冷

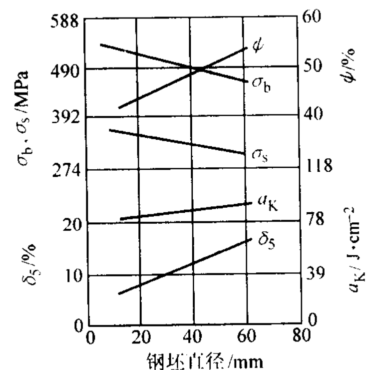


图 13.2-41　钢坯尺寸对调质后力学性能的影响

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.46，Si 0.32，Mn 1.4；

850℃油淬，500℃回火油冷

表 13.2-34　45Mn2 钢回火脆性

回火后冷却介质	以下温度回火后的 a_K/J·cm^{-2}						
	350	400	450	500	550	600	650
水冷	26	38	57	72	112	147	179
炉冷（50℃/h）	21	33	55	57	92	123	139
回火脆性系数	12	11	10	12	12	12	13

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.23，Mn 1.70，Cr 0.02，Ni 0.04，P 0.019，S 0.008；ϕ25 mm；840℃油淬。

表 13.2-35　45Mn2 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b /MPa	HB	疲劳试样尺寸/mm	疲劳强度		σ_{-1}/σ_b
					N	σ_{-1} /MPa	
12	850℃40 min 油淬，450℃ 60 min 回火水冷	1 305	375	ϕ7.52	5×10⁶	431	0.33

续表 13.2-35

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b/MPa	HB	疲劳试样尺寸/mm	疲劳强度		σ_{-1}/σ_b
					N	σ_{-1}/MPa	
12	850℃40 min 油淬，640℃ 60 min 回火水冷	833	248		5×10^6	353	0.42

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.36，Mn 1.47，Cr、Ni < 0.05，Cu 0.11，P 0.031，S 0.010。

表 13.2-36 45Mn2 钢低温冲击韧度

回火温度/℃	回火后的硬度 HRC	以下温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}				
		20	0	-20	-40	-60
425	39	39		32	25	22
570	27	124		67	69	45

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.23，Mn 1.70，Cr、Ni < 0.05，P 0.019，S 0.008；ϕ25 mm；870℃正火，840℃ 45 min 油淬，不同温度回火 75 min 空冷；梅氏冲击试样。

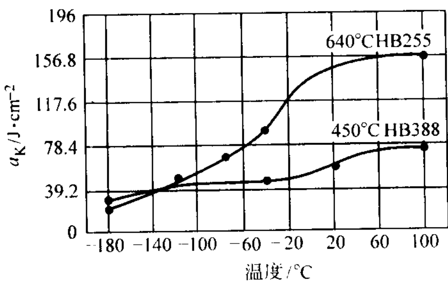


图 13.2-42 调质后的低温冲击韧度

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.36，Mn 1.47，Cr、Ni < 0.05，Cu 0.11，P 0.031，S 0.010；热处理毛坯 12 mm × 12 mm × 55 mm，850℃油淬，450℃和640℃回火水冷

表 13.2-37 45Mn2 钢高温力学性能

试验温度/℃	20	430	540	640	760
σ_s/MPa	465	199	130	55	28

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Mn 1.55。

试样尺寸/mm	试验温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}
		MPa		%		
30 × 30 × 160；钥孔形缺口缺口深 15，半径 $r=2$	100	748	412	16.6	39.8	86
	20	777	425	20.6	47.5	94

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.19，Mn 1.75；900℃正火，680℃回火炉冷。

表 13.2-38 45Mn2 钢蠕变强度

试验温度/℃		400	450	500	550
$\sigma_{1/10000}$	MPa	167	98	59	25
$\sigma_{1/10000}$		118	69	34	15

(4) 工艺性能（表 13.2-39 ~ 表 13.2-41 和图 13.2-43 ~ 图 13.2-45）

表 13.2-39 45Mn2 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200 ~ 1 220	1 180 ~ 1 200	≥800	小件可堆冷或空冷，> 60 mm 缓冷

表 13.2-40 45Mn2 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	810 ~ 840	820 ~ 860	660 ~ 710	810 ~ 850	400 ~ 650
冷却	炉内	空气	空气	油	油或水
硬度 HB	≤217	187 ~ 241	≤217		按需要

表 13.2-41 45Mn2 钢晶粒长大倾向（氧化法）

加热温度/℃	930	960	1 000	1 050	1 100	1 150
晶粒级别	9 ~ 8	8	7 ~ 6	5 ~ 4	4 ~ 5	4 ~ 3

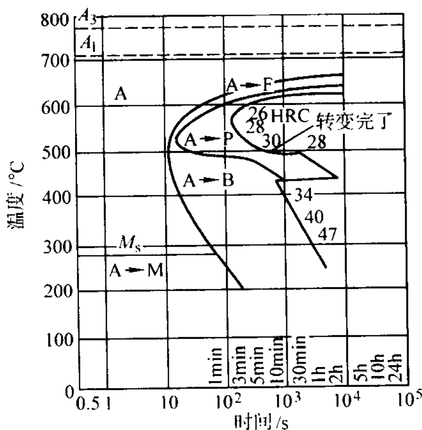


图 13.2-43 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.28，Mn 1.98，P 0.020，S 0.011；奥氏体化温度 850℃

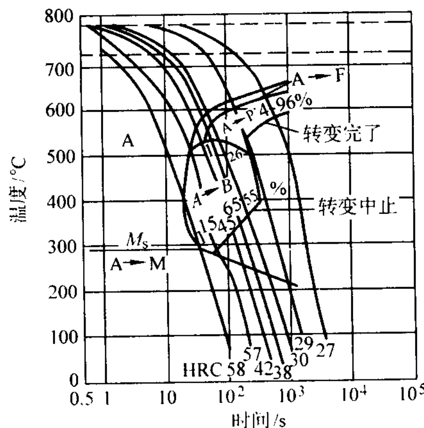


图 13.2-44 连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.28，Mn 1.98，P 0.020，S 0.011；奥氏体化温度 850℃

2.4.5 50Mn2

50Mn2 钢具有高的强度，弹性和耐磨性，淬透性也较高，经适当的调质处理后，可以得到所要求的综合力学性能。这种钢大多用来制造在高应力及承受强烈磨损条件下工作的大型零件，例如万向接头轴、齿轮、蜗杆、齿轮轴、曲轴、连杆、各类小轴等，重型机械上在滚动轴承中工作的主轴、轴及大型齿轮、汽车上的传动花键轴以及承受巨大冲击

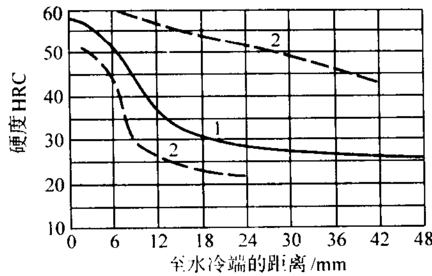


图 13.2-45　淬透性带和淬透性曲线

1—淬透性曲线，用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.36，Mn 1.47；2—淬透性带，用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38～0.43，Si 0.20～0.35，Mn 1.6～1.9；奥氏体化温度 840～850℃

负荷的心轴等。此外，还可以用来制造板弹簧及平卷簧。在制造直径 80 mm 以下零件时，钢的性能与45Cr 钢相似。这种钢也在正火及回火后应用。钢在冷变形时塑性也低。切削性尚可，当正火并在 550～600℃回火到 235HB 时，钢的相对切削加工性为 45%。这种钢有过热敏感性、白点敏感性及回火脆性。在水中淬火有形成裂纹的倾向。

(1) 化学成分（表 13.2-42）

表 13.2-42　50Mn2 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.47～0.55	0.17～0.37	1.40～1.80	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-43。

表 13.2-43　50Mn2 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
710	760	680	596

密度：7.78 g/cm³。

线胀系数：表 13.2-44。

表 13.2-44　50Mn2 钢线胀系数

温度/℃	25～100	100～200	200～300	300～400	400～500	500～600	600～700
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.3	12.2	14.2	16.3	17.7	15.4	16.7

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.49，Mn 1.21，Si 0.12。

弹性模量：表 13.2-45。

表 13.2-45　50Mn2 钢弹性模量

温度/℃	退火	淬火	300	400	450	475	500	550	600
G/MPa	82712	78302	79870	80360	80360	81242	81438	81830	82418

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.51，Mn 1.65，Si 0.27。

热导率：表 13.2-46。

表 13.2-46　50Mn2 钢热导率

温度/℃	100	200	300	400	500
$\lambda/W\cdot(m\cdot k)^{-1}$	40.21	39.98	37.50	36.08	34.79

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.51，Mn 1.65，Si 0.24；正火状态。

(3) 力学性能（表 13.2-47，表 13.2-48 和图 13.2-46）

表 13.2-47　50Mn2 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²	HB	备注
		MPa		%				
25	820℃油淬，550℃水或油冷	≥931	≥784	≥9	≥40	≥49		①
	820℃×40 min 油淬，530℃×40 min 水冷	941～1 255 / 1 085	853～1 155 / 933	12～18 / 14.9	40～58 / 49.7	49～142 / 81		73 炉钢
	830℃油淬，550℃×60 min 水冷	960～1 145 / 1 065	823～1 025 / 951	14～20.5 / 15.6	46～56 / 50.6	50～101 / 70		4 炉平炉钢
20	830℃正火	764	451	22	56	69	206	②
	850℃正火	794	510	22	53	69	218	
	870℃正火	813	549	21	55	88	2223	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.50，Si 0.20，Mn 1.46。

表 13.2-48　50Mn2 钢扭转强度

热处理工艺	拉伸 $\sigma_{0.2}$	拉伸 σ_b	扭转 τ_s	扭转 τ_b
	MPa		MPa	
退火	380	752	303	755
淬火，400℃回火	1 290	1 505	872	1 323
475℃回火	1 140	1 310	706	1 137
550℃回火	1 065	1 210	637	1 029

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.51，Mn 1.58，Si 0.27，Cr 0.19，Ni 0.08，P 0.025，S 0.013。

(4) 工艺性能（表 13.2-49，表 13.2-50 和图 13.2-47）

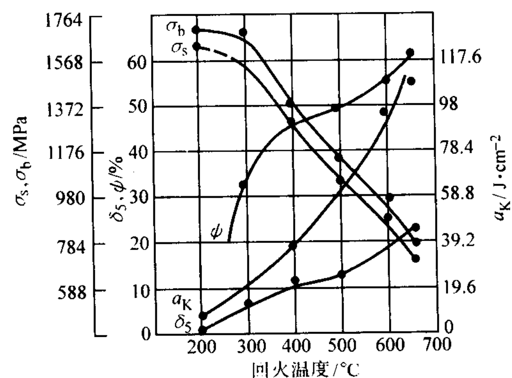


图 13.2-46　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.50，Si 0.20，Mn 1.46；840℃油淬，回火油冷

表 13.2-49　50Mn2 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 180 ~ 1 200	>800	堆冷，ϕ>60 mm 缓冷

表 13.2-50　50Mn2 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	810 ~ 840	820 ~ 860	670 ~ 710	810 ~ 840	400 ~ 650
冷却	炉内	空气	空气	油	油或水
硬度 HB	≤229		≤229		按需要

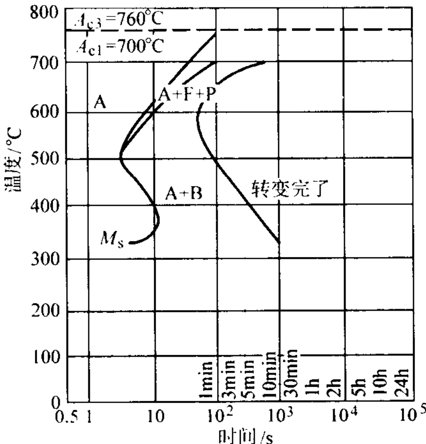


图 13.2-47　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.51，Si 0.24，Mn 1.56；奥氏体化温度 900℃，晶粒度 6 级

2.4.6　35SiMn

35SiMn 钢调质处理后具有高的静抗拉强度，疲劳强度和高的耐磨性。此钢淬透性良好，冷变形时塑性中等，切削性能良好，当硬度为 217 ~ 235HB 时相对切削加工性约为 80%，而为 235 ~ 255HB 时约为 70%，正火后 v_{60} = 21.9 m/min。35SiMn 钢稍易脱碳，有白点敏感性。焊接性不好，如果需要焊接，焊前应预热。这种钢一般用于制造中速、中等负荷或高负荷而冲击不大的零件，如传动齿轮、轴、心轴、转轴、连杆、螺杆、飞轮等大小锻件。也常用来制造温度 400℃以下的重要紧固件。此钢还可制造薄壁无缝钢管。在农机械制造方面多用来制造犁辕、铲柄等。此钢有过热敏感性、回火脆性、白点敏感性。

（1）化学成分（表 13.2-51）

表 13.2-51　35SiMn 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr、Ni	P、S
0.32 ~ 0.40	1.10 ~ 1.40	1.10 ~ 1.40	≤0.30	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-52。

表 13.2-52　35SiMn 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
750	830	645	330

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.15，Mn 1.14。

密度：7.8 g/cm³。

弹性模量：表 13.2-53。

表 13.2-53　35SiMn 钢弹性模量

温度/℃	20	100	300	500
E/MPa	209 720	207 270	200 900	185 220
G/MPa	82 320	81 340	79 380	72 030

线胀系数：表 13.2-54。

表 13.2-54　35SiMn 钢线胀系数

温度/℃	100	200	400	600
$\alpha_l/10^{-6}\cdot K^{-1}$	11.5	12.6	14.1	14.6

热导率：表 13.2-55。

表 13.2-55　35SiMn 钢热导率

温度/℃	200	300	400	600
$\lambda/W\cdot(m\cdot K)^{-1}$	45.22	42.71	41.03	36.43

（3）力学性能（表 13.2-56 ~ 表 13.2-58 和图 13.2-48 ~ 图 13.2-50）

表 13.2-56　35SiMn 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	900℃水淬，570℃回火水或油冷	≥882	≥735	≥15	≥45	≥59	①
	910℃水淬，590℃回火水冷	882 ~ 1 115 / 1 001	735 ~ 1 060 / 849	12 ~ 20 / 17.7	45 ~ 58 / 52.1	8 ~ 13.9 / 10.8	41 炉钢
	890℃水淬，570℃回火水冷	902 ~ 1 070 / 1 000	735 ~ 956 / 858	15.5 ~ 18 / 17	51 ~ 60 / 55.5	9 ~ 15.2 / 12.5	9 炉平炉钢
	900℃ 60 min 水淬，540 ~ 550℃回火水冷	926 ~ 1 110 / 1 020	769 ~ 995 / 877	15 ~ 21 / 17.9	44 ~ 60 / 52.8	6.7 ~ 11.2 / 9.8	13 炉钢
	900℃水淬，550℃回火水冷	1 045	972	16.2	51.7	84	②
	900℃水淬，600℃回火水冷	921	801	22.4	59.6	133	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 1.25，Mn 1.28，Cr 0.09，Ni 0.02，P 0.024，S 0.007。

图 13.2-48 不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 1.32，Mn 1.30，Cr 0.11，Ni 0.02，P 0.023，S 0.007，热处理毛坯 ϕ12 mm，850℃×40 min 油淬，60 min 回火水冷

表 13.2-57 35SiMn 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b /MPa	HB	σ_{-1} /MPa	循环次数	σ_{-1} /σ_b	备注
12	850℃×40 min 油淬，460℃×60 min 回火水冷	1 305	375	466	5×10^6	0.335	①
	850℃×40 min 油淬，660℃×60 min 回火水冷	862	255	387	5×10^6	0.45	
	900℃ 油淬，570℃回火水冷		HRC 30～31	490	10^7		②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 1.32，Mn 1.30，Cr 0.11，Ni 0.02，P 0.023，S 0.007。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 1.26，Mn 1.21。

图 13.2-49 不同尺寸钢坯热处理后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：a—C 0.36，Si 1.19，Mn 1.38；920℃正火，660℃回火空冷，910℃水淬，580～600℃回火水冷；b—C 0.36，Si 1.32，Mn 1.02；870～890℃油淬，590～620℃回火油冷或炉冷

图 13.2-50 调质处理后的低温冲击韧度

用钢成分（质量分数）(%)：255HB—C 0.38，Si 1.32，Mn 1.30，Cr 0.11，Ni0.02，P 0.023，S 0.007；850℃40 min 油淬，660℃60 min 回火水冷；381HB—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 1.26，Mn 1.21；460℃60 min 回火水冷

表 13.2-58 35SiMn 钢高温力学性能

试验温度/℃	20	100	200	300	350	400	450	500
σ_b/MPa	784～1 029	735	686	588		441		
σ_s/MPa	588	549	490	412	314			
DVM 蠕变强度/MPa	588					147	98	49

(4) 工艺性能（表 13.2-59，表 13.2-60 和图 13.2-51～图 13.2-53）

表 13.2-59 35SiMn 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 220	1 200	>850	≥ϕ75 mm 缓冷

表 13.2-60 35SiMn 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	850～870	880～920	680～720	870～900	400～670
冷却	炉内	空气	空气	油或水	油或水
硬度 HB	≤229		≤229		按需要

图 13.2-51 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 1.05，Mn 1.14，Cr 0.23，P 0.035，S 0.019；奥氏体化温度 860℃

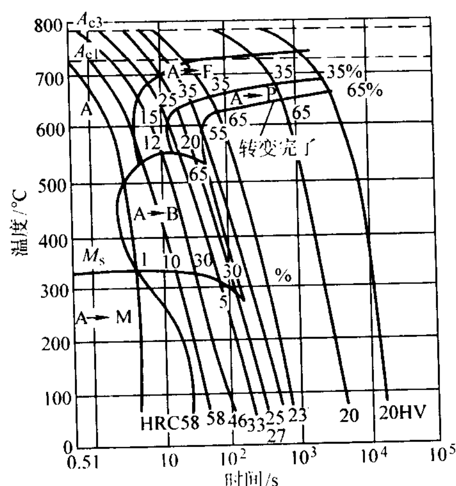


图 13.2-52　连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 1.05，Mn 1.14，Cr 0.23，P 0.035，S 0.019；奥氏体化温度 860℃

2.4.7　42SiMn

42SiMn 钢除碳含量比 35SiMn 钢稍高外，其他化学成分和力学性能基本相似。这种钢主要用于制造截面较大并且需要表面淬火（感应加热或火焰加热）的零件，如齿轮、轴等。钢有回火脆性倾向并且切削性能稍差。

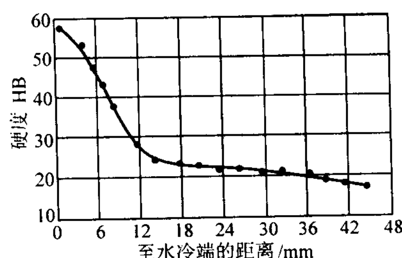


图 13.2-53　淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 1.25，Mn 1.28，Cr 0.09，Ni 0.02，P 0.024，S 0.010；850℃65 分加热端淬

（1）化学成分（表 13.2-61）

表 13.2-61　42SiMn 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.39～0.45	1.10～1.40	1.10～1.40	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（参考 35SiMn 钢）

（3）力学性能（表 13.2-62，图 13.2-54）

表 13.2-62　42SiMn 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HB	备注
		MPa		%				
25	880℃水淬，590℃回火水冷	≥882	≥735	≥15	≥40	≥59		①
	880℃×40 min 水淬，590℃回火 40 min 水冷	931～1 078 / 989	779～951 / 845	16～19.5 / 18	48～56.5 / 52.3	80～118 / 99		12 炉钢
	870℃水淬，630℃回火水冷	911～1 009 / 975	821～901 / 821	16～20 / 17.7	52.5～58 / 55.1	78～158 / 108		3 炉平炉钢
60	850℃正火	818	500	22.0	49.6	53	244	②
	880℃正火，600℃回火空冷	803	497	21.2	51.8	52	229	
	880～900℃油淬，600℃回火空冷	858	564	22.8	55.9	63	252	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 1.34，Mn 1.21。

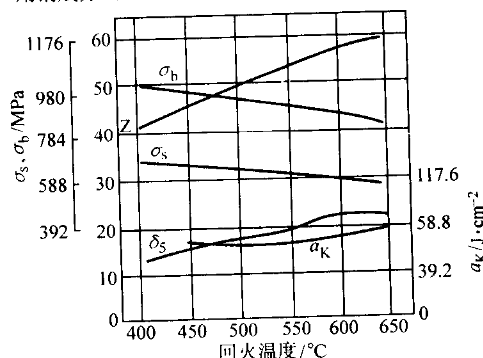


图 13.2-54　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 1.34，Mn 1.21；ϕ60 mm，880～900℃油淬，回火空冷

（4）工艺性能（表 13.2-63，表 13.2-64 和图 13.2-55，图 13.2-56）

表 13.2-63　42SiMn 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180	1 150	≥800	≥ϕ65 mm 缓冷

表 13.2-64　42SiMn 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	淬火	回火
温度/℃	830～850	860～890	830～720	830～850	840～890	400～670
冷却	炉内	空气	空气	水	油	水，油或空气
硬度 HB	≤229		≤229			按需要

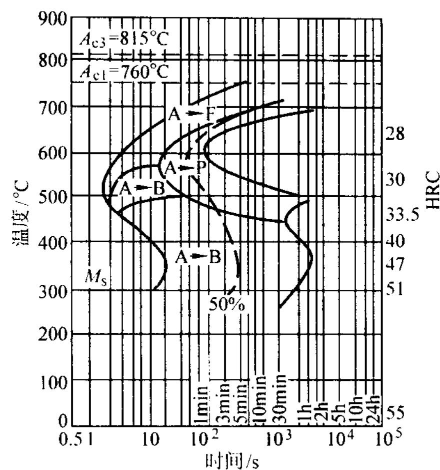


图 13.2-55 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 1.34，Mn 1.50，Cr 0.03，V 0.02；奥氏体化温度 925℃

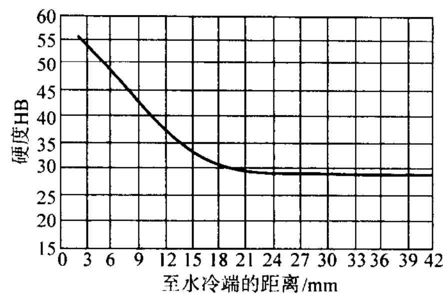


图 13.2-56 淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 1.34，Mn 1.21；870℃加热端淬

2.4.8 40B

40B钢的淬透性比40非合金钢高，调质后有较好的综合力学性能。40B钢可代替40AZ、40Z钢用于制造比40钢截面大，性能要求高的零件，如拉杆、轴、凸轮等。制作小尺寸零件时，可代替40Cr钢。

（1）化学成分（表 13.2-65）

（2）物理常数（表 13.2-66）

表 13.2-65 40B钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	B	Cr、Ni	P	S
0.37 ~ 0.44	0.17 ~ 0.37	0.60 ~ 0.90	0.000 ~ 0.003 5	≤0.30	≤0.035	≤0.035 0

注：摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-66 40B钢临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）	730	790	727	690

（3）力学性能（表 13.2-67 ~ 表 13.2-69 和图 13.2-57，图 13.2-58）

表 13.2-67 40B钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	840℃水淬，550℃回火水冷	≥784	≥65	≥12	≥45	≥69	②
20	860℃正火	≥568	≥333	≥19	≥45	≥59①	
25	850 ~ 860℃ 水淬，500℃回火水冷	872 ~ 1 060 / 965	686 ~ 980 / 853	14 ~ 19.4 / 16.3	51.5 ~ 69.5 / 62.5	102 ~ 163 / 131	43炉钢
20	860℃空冷	593 ~ 764 / 645	333 ~ 470 / 370	23 ~ 28 / 25.8	47.5 ~ 66.5 / 53.1	92 ~ 178① / 136	27炉钢
25	860℃ × 40 min 空冷	614	338	28.2	55.2		③

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 热处理制度：860℃油淬，600℃回火空冷。

② 摘自 GB/T 3077—1999。

③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.34，Mn 0.76，P 0.026，S 0.039，未分析硼。

表 13.2-68 40B不同规格钢材的力学性能

钢材直径 /mm	热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
			MPa		%		
19	19	(840 ± 10)℃水淬，550℃回火水冷	902	830	17.2	55.7	109
55	25	(840 ± 10)℃水淬，550℃ × 60 min 回火水冷	899	776	17.2	54.2	123
100	25	(840 ± 10)℃水淬，550℃ × 60 min 回火水冷	899	776	17.7	58.2	104
150	25	(840 ± 10)℃水淬，550℃ × 60 min 回火水冷	892	796	16.5	53.2	89

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.36，Mn 0.76，B 0.0031，Cr 0.08，P 0.018，S 0.012。

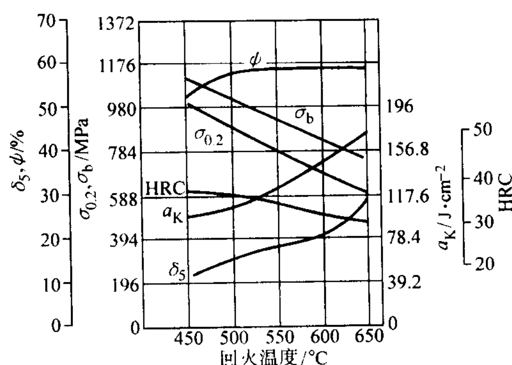


图 13.2-57 不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.36，Mn 0.76，B 0.0031，Cr 0.08，P 0.018，S 0.012；(840±10)℃水淬，回火水冷

表 13.2-69 40B 钢回火脆性倾向

热处理制度		下列温度(℃)回火时的 a_K/J·cm^{-2}				
		450	500	550	600	650
(840±10)℃水淬，回火后	油冷	109	118	142	147	263
	炉冷	109	114	132	147	169
	回火脆性系数	1.0	1.03	1.07	1.0	1.56

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.36，Mn 0.76，B 0.003 1，Cr 0.08，P 0.018，S 0.012。

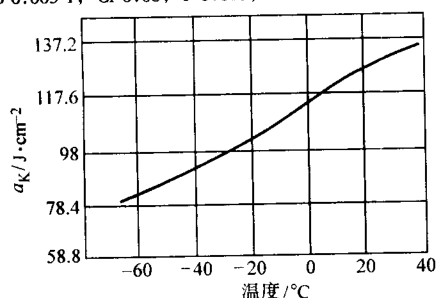


图 13.2-58 低温冲击韧度

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.36，Mn 0.76，B 0.0031，Cr 0.08，P 0.018，S 0.012；840℃水淬，550℃回火水冷

(4) 工艺性能（表 13.2-70～表 13.2-72 和图 13.2-59）

表 13.2-70 40B 钢热加工工艺参数

开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150	>850	按规格空冷，堆冷或缓冷

表 13.2-71 40B 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	840～870	850～900	660～680	840～860	450～650
冷却	炉内	空气	空气	油或水	水或油
硬度 HB	≤207		≤207		按需要

表 13.2-72 40B 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050
晶粒度级别	8	8	5～7	4～3	3

注：氧化法测定，保温 3 h。

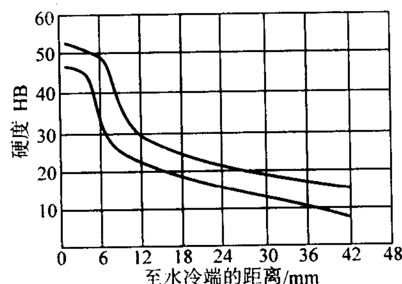


图 13.2-59 淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38～0.45，Si 0.34～0.53，Mn 0.59～0.89，B 0.001 4～0.004 9 共 8 炉；晶粒度 7～6 级；920℃正火，840℃加热端淬

2.4.9 45B

45B 钢比 45 钢的强度高，淬透性、耐磨性能好。可用于制造截面较大、强度要求较高的零件，例如拖拉机的曲轴、连杆及其他零件。制造小尺寸零件时，其性能与 40Cr 钢的零件相当。

(1) 化学成分（表 13.2-73）

表 13.2-73 45B 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	B	Cr	Ni	P、S
0.42～0.49	0.17～0.37	0.60～0.90	0.000 5～0.003 5	≤0.30	≤0.30	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数（表 13.2-74）

表 13.2-74 45B 钢物理常数 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）	725	770	720	690

(3) 力学性能（表 13.2-75，表 13.2-76 和图 13.2-60）

表 13.2-75 45B 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K /J·cm^{-2}	备注
25	840℃水冷，550℃回火水冷	≥833	≥686	≥12	≥45	≥59	②
20	850℃空冷	≥598	≥353	≥16	≥40	≥49①	
	850℃×60 min 空冷	662～774 / 716	391～421 / 411	22～25.5 / 23.5	50.5～56 / 52.5	81～147① / 111	2 炉平炉钢
25	840℃水冷，550℃×60 min 回火水冷	907～951	786～828	15～16.7	51.5～57.7	73～100	③
	850℃空冷	598～755 / 704	353～490 / 398	17～29 / 23.8	46～58 / 51.7	69～186① / 124	50 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 热处理制度（冲击试样）：850℃油淬，600℃回火空冷。

② 摘自 GB/T 3077—1999。

③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.26，Mn 0.61，B 0.0030，Ni 0.03，Cu 0.15，P 0.015，S 0.012。

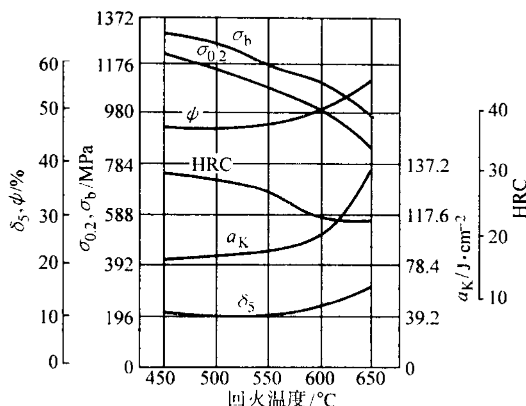


图 13.2-60　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.26，Mn 0.61，B 0.003 0，Ni 0.03，Cu 0.15，P 0.015，S 0.012；840℃水冷，回火后油冷

表 13.2-76　45B 钢回火脆性

热处理制度		下列温度(℃)回火时的 a_K/J·cm^{-2}				
		450	500	550	600	650
(840±10)℃水淬，回火后	油冷	89	81	58	95	125
	炉冷	92	62	48	52	119
	回火脆性系数	≤1	1.1	1.2	1.8	1.05

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.26，Mn 0.61，B 0.030，Ni 0.03，Cu 0.15，P 0.015，S 0.012。

(4) 工艺性能（表 13.2-77～表 13.2-79 和图 13.2-61，图 13.2-62）

表 13.2-77　45B 钢热加工工艺参数

开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150	≥800	按规格，空冷，堆冷或缓冷

表 13.2-78　45B 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	780～800	850～890	680～720	840～870	450～650
冷却	炉内	空气	空气	油，水	水或空气
硬度 HB	≤217		≤217		按需要

2.4.10　50BA

50BA 钢调质后综合力学性能良好，优于 50 非合金钢。50B 钢抗回火稳定性较 50AZ、50AE 差，回火温度应比 50AZ、50AE 钢低 50℃左右。正火状态时，切削性能良好。可代替 50AZ (E)、50Mn 和 50Mn2 钢制造要求强度高，截面不大的零件。

1) 化学成分（表 13.2-80）

2) 物理常数（表 13.2-81）

3) 力学性能（表 13.2-82，表 13.2-83 和图 13.2-63～图 13.2-65）

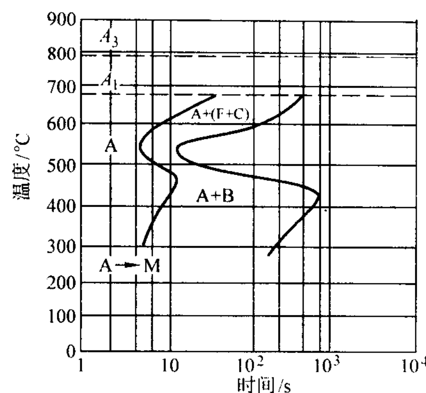


图 13.2-61　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.30，Mn 0.63，B 0.004 3；奥氏体化温度 850℃

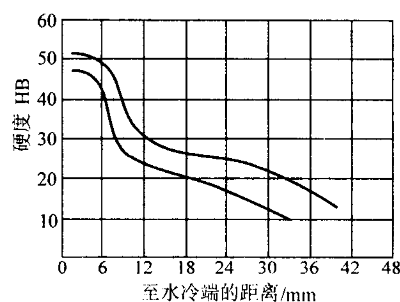


图 13.2-62　淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40～0.50，Si 0.24～0.39，Mn 0.58～0.89，B 0.001 8～0.004 9；5 炉钢；晶粒度 7～8 级；920℃正火，840℃加热端淬

表 13.2-79　45B 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100
晶粒度级别	8	8	7	7	6～7	

注：氧化法，每个温度保温 3 h。

表 13.2-80　50BA 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	B	Cr、Ni	P	S
0.47～0.55	0.17～0.37	0.60～0.90	0.000 5～0.003 5	≤0.25	≤0.025	≤0.025

注：摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-81　50BA 临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	725	755	719	670	253

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.52，Si 0.27，Mn 0.76，B 0.0022，Ti<0.05，P 0.019，S 0.008。
2. 晶粒度 7～8 级。

表 13.2-82　50BA 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
20	860℃油淬，600℃回火空冷	≥784	≥539	≥10	≥45	≥49	①
	860℃×40 min 油淬，580℃回火 40 min 空冷	784～1 115 / 930	539～921 / 796	10～23 / 17.5	45～63 / 59.8	64～157 / 119	480 炉钢
	860℃×40 min 油淬，600℃回火 40 min 空冷	804～951 / 843	549～843 / 694	17～25 / 19	52～66 / 57.2	49～135 / 100	37 炉平炉钢

续表 13.2-82

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	860℃正火	642	323	26.2	51.5	—	②

注：分子为数据的范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.50，Si 0.27，Mn 0.58，B 0.0047，P 0.018，S 0.042，Cr，Ni 0.02。

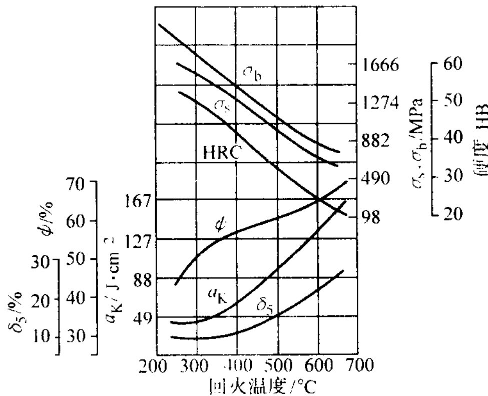


图 13.2-63　不同温度回火后的力学性能

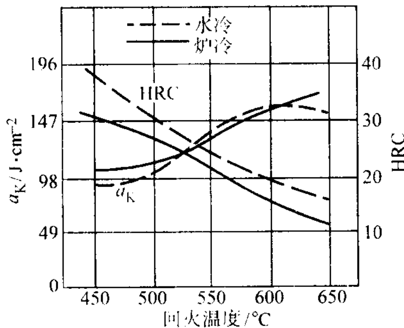


图 13.2-64　回火脆性倾向

（830℃正火，830℃油淬，回火）

表 13.2-83　50BA 钢试样尺寸对性能的影响

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	S_k	δ_5	ψ	HRC
		MPa			%		
10	850℃油淬，180~200℃回火水冷	2 155	1 860	2 560	7	22	56
18	850℃油淬，180~200℃回火水冷	1 295		1 655	7.2	27.8	41
25	850℃油淬，180~200℃回火水冷	985		1 637		55.5	30
10	850℃油淬，370~410℃回火水冷	1 665	1 530	2 275	9.8	45	49
18	850℃油淬，370~410℃回火水冷	1 040	711	1 580	12.8	48	32
25	850℃油淬，370~410℃回火水冷	941	637	1 540	19	55.7	28
10	850℃油淬，560~580℃回火水冷	951	892	1 540	17	51	28
18	850℃油淬，560~580℃回火水冷	887	608	1 560	19	59.5	26
25	850℃油淬，560~580℃回火水冷	848	598	1 625	20.5	59.2	24

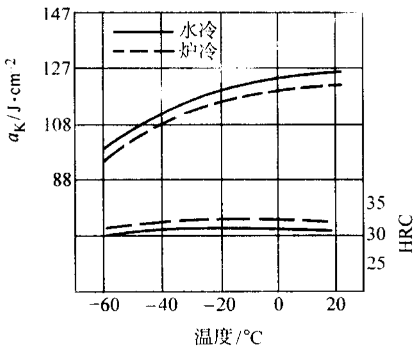


图 13.2-65　调质状态下的低温冲击韧度

830℃正火，830℃油淬，560℃回火，在试验温度下保温 10 min

(4) 工艺性能（表 13.2-84～表 13.2-86 和图 13.2-66～图 13.2-68）

表 13.2-84　50BA 钢热加工工艺参数

开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 020～1 120	>800	按规格，空冷或缓冷

表 13.2-85　50BA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	800～820	880～950	680～720	840～860	400～600
冷却	炉内	空气	空气	油	水或油
硬度 HB	≤207	≥20HRC	≤217		按需要

表 13.2-86　50BA 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	830	880	930	1 000	1 100	1 200
晶粒级别	8.5	6	4～6	3.5	3	2.5

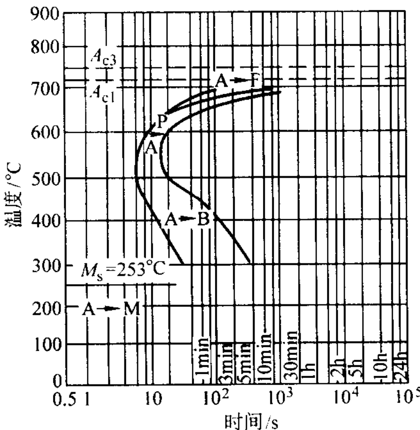


图 13.2-66　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.52，Si 0.27，Mn 0.76，Ti<0.05，B 0.002 2，P 0.019，S 0.008；奥氏体化温度 850℃

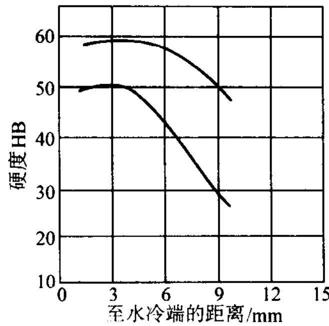


图 13.2-67 淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.47~0.55，Si 0.20~0.33，Mn 0.68~0.87，B 0.001 1~0.004 9；53炉钢；106个试样；830~900℃加热端淬

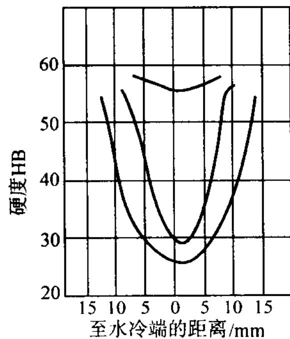


图 13.2-68 不同截面钢材淬火后的硬度分布曲线

试样尺寸：ϕ15 mm×60 mm，ϕ20 mm×60 mm，ϕ25 mm×60 mm；850℃油淬

2.4.11 40MnB

40MnB钢具有高的强度和良好的塑性、韧性。高温回火后低温冲击韧性良好。钢的缺口敏感度比40Cr钢小，因此它在调质状态或在淬火低温回火后，在承受动载荷能力方面有很大的优越性。40MnB钢有和40Cr钢相似或稍优的淬透性。回火稳定性比40Cr钢低，且有回火脆性倾向，回火后应快冷。钢的热加工性能和切削性能良好，与40Cr钢相似。

40MnB钢适宜制造汽车、拖拉机及其他中小机械设备上的中小截面的重要调质件，此外，它也可代替40Cr钢制作较大截面零件。制作尺寸较小的零件时，性能与40CrNi钢相似。

（1）化学成分（表13.2-87）

表13.2-87 40MnB钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	B	Cr、Ni	P	S
0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40	0.000 5~0.003 5	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表13.2-88）

表13.2-88 40MnB临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）	730	780	700	650

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.23，Mn 1.25，B 0.0021，Ni 0.03，Cu 0.07，P 0.026，S 0.020。

（3）力学性能（表13.2-89~表13.2-92和图13.2-69~图13.2-73）

表13.2-89 40MnB钢室温力学性能

处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	850℃油淬，500℃回火或油冷	≥980	≥784	≥10	≥45	≥59	①
	870℃×30 min正火，860℃×15 min油淬，490℃×60 min水冷	$\frac{980\sim1\,285}{1\,125}$	$\frac{784\sim1\,165}{972}$	$\frac{10\sim24}{14.9}$	$\frac{45\sim66}{54.8}$	$\frac{59\sim162}{951}$	203炉钢
	860℃油淬，520℃水冷（平炉钢）	$\frac{980\sim1\,130}{1\,025}$	$\frac{784\sim1\,020}{907}$	$\frac{11\sim20}{15.5}$	$\frac{45\sim69.5}{55}$	$\frac{59\sim148}{990}$	207炉平炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自GB/T 3077—1999。

表13.2-90 40MnB不同直径钢材的力学性能

热处理制度	热处理钢材直径/mm		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC	$\sigma_{0.2}/\sigma_b$
			MPa		%				
860℃×60 min油淬，500℃×60 min回火水冷	25	心部	1 105	1 035	15.5	60.5	106	35.5	0.94
860℃×120 min油淬，500℃回火水冷	60	心部	799	510	22.5	68.5	36	18.5	0.64
850℃×150 min油淬，500℃回火水冷	90	接近表面	804	515	22.0	67.0	98	18.5	0.64
		心部	789	505	22.0	67.5	49	18.5	0.64
860℃×210 min油淬，500℃回火水冷	120	近表面	760	490	21.5	64.0	111	18.5	0.64
		1/2半径处	794	500	22.0	64.0			0.63
		心部					61	18.5	
860℃×270 min油淬，500℃回火水冷	150	近表面	720	451	20.0	64.5	107	19.0	0.63
		1/2半径处	764	475	21.0	62.0	65	17.0	0.62

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.39~0.42，Si 0.29~0.25，Mn 1.21~1.25，B 0.001 5~0.002，P 0.015~0.016，S 0.008~0.010，Cr 0.06，Ni 0.12，Cu 0.05。

表 13.2-91　40MnB 钢回火脆性倾向

处理毛坯直径/mm	热处理制度	回火冷却介质	下列回火温度时的 a_K/J·cm^{-2}						备注
			350℃	450℃	500℃	550℃	600℃	650℃	
25	900℃ × 60 min 正火，820℃ 油淬，回火 90 min	水冷	47	91	118	129	143		①
		炉冷	42	86	110	127	136		
	900℃ × 60 min 正火，850℃ × 40 min 油淬回火 120 min	水冷		87	114	133	163	190	②
		炉冷		64	93	105	124	136	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.26，Mn 1.24，B 0.0021，P 0.012，S 0.004，Cr 0.02，Ni 0.04，Cu 0.10。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.33，Mn 1.19，B 0.0032，P 0.021，S 0.008。

表 13.2-92　40MnB 钢低温冲击韧度

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}						
		室温	0	-25	-50	-75	-120	-180
25	900℃ × 60 min 正火，850℃ × 40 min 油淬，500℃ × 60 min 回火油冷	111	95	72	66	53	55	18
	900℃ × 60 min 正火，850℃ × 40 min 油淬，550℃ × 60 min 回火油冷	127	131	87	70	65	59	26

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.33，Mn 1.19，B 0.0032，P 0.021，S 0.008，Ti 0.02。

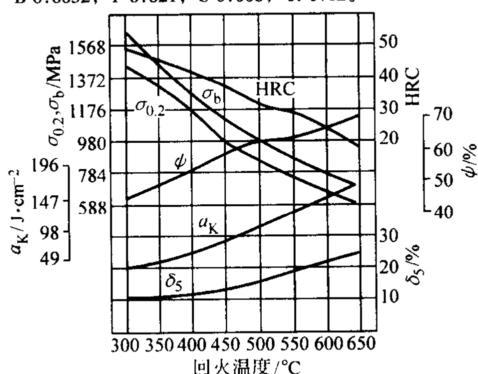


图 13.2-69　不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.26，Mn 1.24，B 0.002 1，P 0.012，S 0.004，Cr 0.02，Ni 0.04，Cu 0.10；900℃60 min 正火，820℃15 min 油淬，回火后水冷

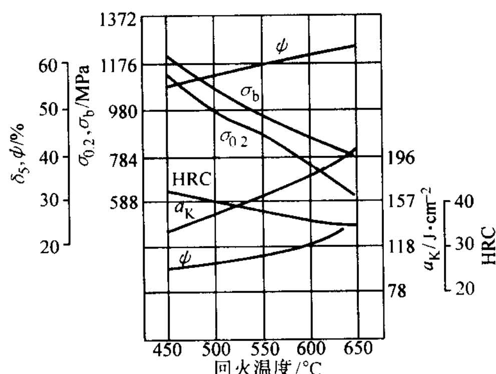


图 13.2-70　不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.35，Mn 1.36，B 0.002 5，P 0.021，S 0.011，Cr 0.08，Ni 0.06，Cu 0.16；850℃油淬，回火 60 min 油冷

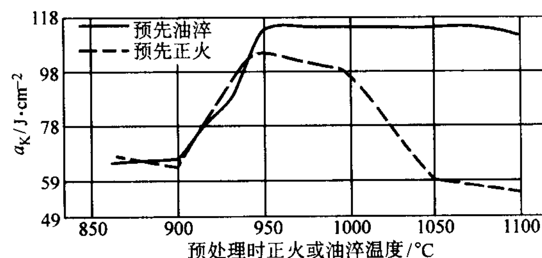


图 13.2-71　不同预处理方法对调质后冲击韧度的影响
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.35，Mn 1.38，B 0.004，P 0.021，S 0.021；经预处理后，850℃油淬，520℃回火水冷

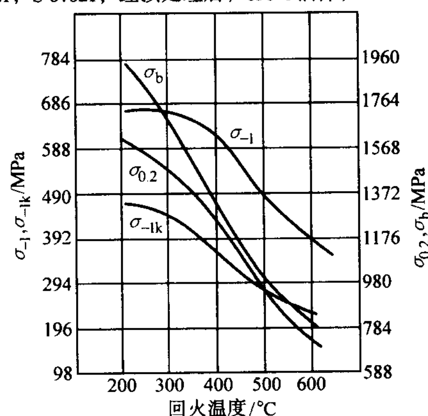


图 13.2-72　疲劳性能与回火温度的关系
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.39，Si 0.25，Mn 1.27，B 0.004，P 0.016，S 0.005，Cr 0.22，Ni 0.03，Cu 0.05；840℃油淬，回火 60 min 油冷

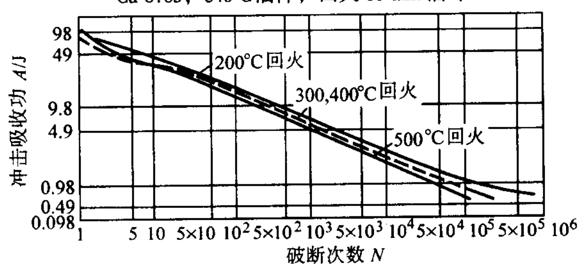


图 13.2-73　不同温度回火后缺口试样多次冲击疲劳曲线
(用钢成分（质量分数）(%)：C 0.39，Si 0.25，Mn 1.27，B 0.004，P 0.016，S 0.005，Cr 0.22，Ni 0.03，Cu 0.05；840℃油淬，回火 60 min 油冷)

(4) 工艺性能（表 13.2-93～表 13.2-96 和图 13.2-74～图 13.2-76）

表 13.2-93　40MnB 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 200	1 150	≥850	堆冷

表 13.2-94 40MnB 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	感应加热	回火
温度/℃	820 ~ 860	860 ~ 920	620 ~ 680	820 ~ 860	450 ~ 550	≥900	180 ~ 320
冷却	炉内	空气	空气	油	水或油	快冷	空气
硬度 HB	≤207	≤229	≤229		40 ~ 30HRC		50 ~ 40HRC

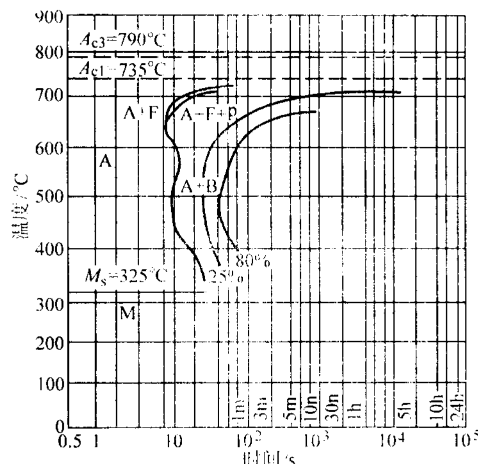


图 13.2-74 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.30，Mn 1.23，Cr ≤0.05，Ni≤0.10，RE<0.001，Cu 0.10，B 0.004 2，P 0.015，S 0.013；原始状态为退火；奥氏体化温度 850℃；晶粒度 8 级

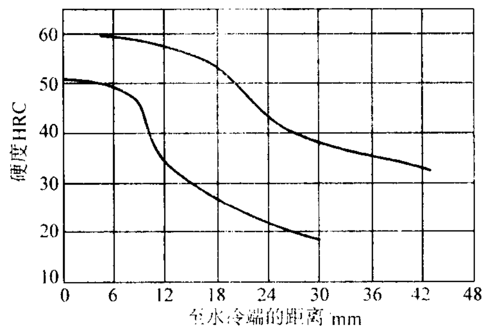


图 13.2-75 淬透性带

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37 ~ 0.45，Si 0.20 ~ 0.33，Mn 1.26 ~ 1.42，B 0.001 5 ~ 0.004 8，P 0.015 ~ 0.033，S 0.008 ~ 0.021，Cr 0.05 ~ 0.24，Ni 0.04 ~ 0.12，Cu 0.06 ~ 0.28，Ti 0 ~ 0.10；共 28 炉，58 组数据；860℃60 min 端淬

2.4.12 45MnB

45MnB 钢淬透性良好，优于 40Cr、45Mn2 钢。钢的强度和光滑疲劳强度比 40Cr 钢高，而韧性和塑性略低。调质状态和缺口敏感性比 40Cr 钢稍大。

45MnB 钢热加工性能良好。晶粒长大、氧化脱碳、热处理变形都不严重。钢的切削性能良好，零件的光洁度和对刀具的磨损与 40Cr 钢相似。

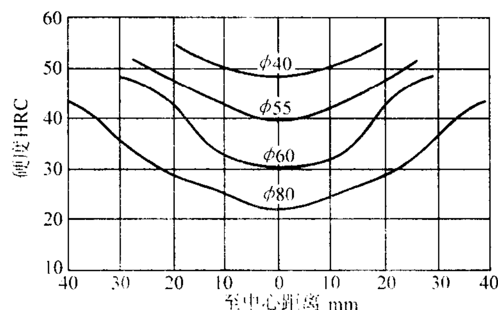


图 13.2-76 不同截面钢材油淬后的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.28，Mn 1.23，B 0.003，P 0.026，S 0.025，Cr 0.10，Ni 0.05；850℃加热油淬

表 13.2-95 40MnB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	920	950	1 000
晶粒度级别	8 ~ 7	7 ~ 6	7 ~ 6	6 ~ 5	5 ~ 3

注：1. 用标准氧化法测定。
2. 试样 ϕ15 mm × 20 mm。

表 13.2-96 40MnB 钢脱碳倾向

加热制度	950℃ × 90 min 空冷	1 050℃ × 90 min 空冷	1 150℃ × 90 min 空冷	1 150 ~ 1 200℃ × 35 ~ 45 min 空冷
脱碳层深/mm	0.25	0.43	0.62	0.32

注：试样尺寸 ϕ70 mm × 140 mm。

45MnB 钢常用来代替 40Cr、45Cr 和 45Mn2 钢制造较耐磨的中、小截面的调质件和高频淬火件，例如机床上的齿轮、钻床主轴、拖拉机的拐轴、曲轴齿轮、惰轮、左右分离叉、花键轴和轴套等零件。

(1) 化学成分（表 13.2-97）

表 13.2-97 45MnB 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	B	Cr、Ni	P、S
0.42 ~ 0.49	0.17 ~ 0.37	1.10 ~ 1.40	0.000 5 ~ 0.003 5	≤0.30	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点 A_{c3}（近似值）：770℃

(3) 力学性能（表 13.2-98 ~ 表 13.2-102）

表 13.2-98 45MnB 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	840℃油淬，500℃回火或油冷	≥1030	≥833	≥9	≥40	≥49	①
	(840 ± 20)℃油淬，(500 ± 25)℃回火水冷	1 030 ~ 1 165 1 086	833 ~ 1 060 963	12.5 ~ 18 15.2	45 ~ 59 51.6	54 ~ 123 82	50 炉钢
	870℃ × 35 min 正火，860℃ × 15 min（盐浴）油淬，500℃ × 60 min 回火水冷	1 030 ~ 1 195 1 110	902 ~ 1 080 990	12 ~ 17 15.1	50 ~ 63 54.5	78 ~ 137 95	37 炉平炉钢

续表 13.2-98

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
25	910℃退火	647	392	18	52	42	②
	890℃正火	715	402	17	66	61	
	920℃正火	725	402	16	66	25	

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.28，Mn 1.33，B 0.002，P 0.012，S 0.010。

表 13.2-99 45MnB 钢不同温度回火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	硬度
		MPa		%		/J·cm^{-2}	HRC
25	860℃正火，840℃油淬，200℃回火水冷	1 920	1 530	6.7	43	56	54
	860℃正火，840℃油淬，300℃回火水冷	1 685	1 490	6.1	49	39	49
	860℃正火，840℃油淬，400℃回火水冷	1 325	1 255	6.8	57	48	43
	860℃正火，840℃油淬，500℃回火水冷	1 010	941	10.3	60	88	33
	860℃正火，840℃油淬，600℃回火水冷	794	706	14.0	65	123	27.5
	860℃正火，840℃油淬，700℃回火水冷	637	539	15.4	70	179	14

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.28，Mn 1.33，B 0.002，P 0.012，S 0.010。

表 13.2-100 45MnB 钢回火脆性倾向

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		下列温度(℃)时的 a_K/J·cm^{-2}						
			360	400	450	500	550	600	650
25	870℃正火，840℃×45 min 油淬，回火	水冷	18	26	69	88	104	136	175
		炉冷	16	20	61	84	93	115	126

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.32，Mn 1.52，B 0.0017，Cr 0.13，Ni 0.04，P 0.038，S 0.024。

表 13.2-101 45MnB 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	硬度 HRC	σ_b /MPa	σ_{-1}	σ_{-1k}
				MPa	
25	870℃×60 min 正火，840℃×45 min 油淬，550℃回火空冷	31.2	1 000	519	206

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.32，Mn 1.52，B 0.0017，Cr 0.13，Ni 0.04，P 0.038，S 0.024；试样缺口张角 60°，缺口根部 $r = 0.25$ mm。

表 13.2-102 45MnB 钢低温冲击韧度

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列温度(℃)时的 a_K/J·cm^{-2}				
		20	0	-20	-40	-60
25	870℃正火，840℃×45 min 油淬，400℃×75 min 回火空冷	27	13	14	11	10
	870℃正火，840℃×45 min 油淬，550℃×75 min 回火空冷	84	66	57	49	42

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.32，Mn 1.52，B 0.001 7，Cr 0.13，Ni 0.04，P 0.038，S 0.024。

(4) 工艺性能（表 13.2-103 ~ 表 13.2-105 和图 13.2-77，图 13.2-78）

表 13.2-103 45MnB 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 120 ~ 1 140	1 120 ~ 1 050	≥850	堆冷

表 13.2-104 45MnB 钢热处理工艺参数

项目	退火	高温回火	正火	淬火	回火	高频淬火	回火
温度/℃	820 ~ 910	680	840 ~ 900	840 ~ 860	420 ~ 600	850 ~ 880	160 ~ 250
冷却	炉内	缓冷，空气	空气	油	油或水	快冷	油或空气
硬度 HB	≤217	≤217	≤229	≥55HRC	按需要	55 ~ 61HRC	≥50HRC

表 13.2-105 45MnB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	800	850	900	950	1 000	1 100	1 200
晶粒级别	8	8~7	6~7	6~5	4~5	3	2~3

注：氧化法测定；保温 2 h 空冷。

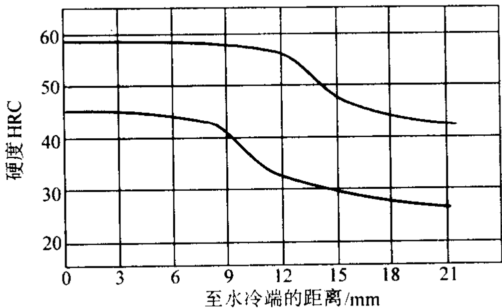


图 13.2-77 淬透性带

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44~0.50，Si 0.23~0.34，Mn 1.06~1.37，B 0.000 5~0.003 7，Cu 0.05~0.27，Ni 0.05~0.23，Cr 0.08~0.22，P 0.010~0.033，S 0.005~0.020；46 炉钢、92 组数据；890~900℃正火，860℃×60 min 加热端淬

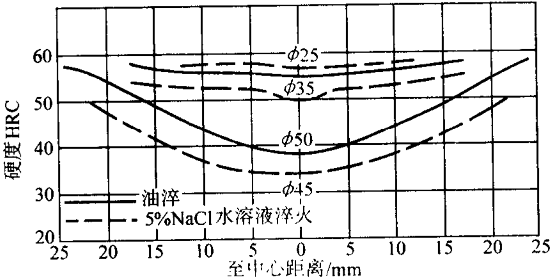


图 13.2-78 不同直径钢材淬火后截面硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.37，Mn 1.34，P 0.012，S 0.008，B 未分析；840~880℃加热后分别在油中和 NaCl 水溶液中淬火

2.4.13 40MnVB

40MnVB 钢调质处理后具有良好的综合力学性能，优于 40Cr 钢。钢有回火脆性倾向，550℃以下回火脆性与 40Cr 钢相似，高于 550℃时，回火脆性比 40Cr、45MnB 钢稍大，而和 38CrSi 钢相似。钢的淬透性为 40Cr 钢的中上限，与 38CrSi 钢和 40CrSi 钢相当。淬火低温回火后的耐磨性能比 40Cr 钢好，中温回火后的耐磨性能与 38CrSi 钢相似。晶粒长大倾向和过热敏感性小。正火或等温退火后，硬度≤229HB 时，切削性能与 40Cr 钢相近，而调质状态时，切削性能与 38CrSi 钢相当。

40MnVB 钢常用于代替 40Cr、45Cr 和38CrSi等钢种制造低温回火、中温回火和高温回火状态的零件。也可代替42CrMo 和 40CrNi 钢制造重要调质件。

(1) 化学成分（表 13.2-106）

表 13.2-106 40MnVB 钢化学成分 %

C	Si	Mn	V	B	Cr、N	P	S
0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40	0.05~0.10	0.000 5~0.003 5	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数（表 13.2-107）

表 13.2-107 40MnVB 钢临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	740	786	720	645	300

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.25，Mn 1.18，V 0.11，B 0.0020，P 0.019，S 0.021，Cr 0.04，Ni 0.12，Cu 0.10。

(3) 力学性能（表 13.2-108，表 13.2-109 和图 13.2-79，图 13.2-80）

表 13.2-108 40MnVB 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
15	850℃油淬，500℃回火水或油冷	≥980	≥784	≥10	≥45	≥59	①
15	860℃×15 min 油淬，500℃×60 min 回火水冷	1 305~980 / 1 130	1 135~823 / 941	18~12 / 14	59~47 / 52.5	137~64 / 98	50 炉钢
15	(860±10)℃空冷	715~735	421~431	14~17	62	69~98	②
25	820℃×60 min 油淬，600℃×60 min 回火水冷	906	837	19.0	60.3	148	③
25	840℃×60 min 油淬，600℃×60 min 回火水冷	934	858	16.7	60.2	146	③
25	860℃×60 min 油淬，600℃×60 min 回火水冷	932	838	17.0	57.4	136	③
25	880℃×60 min 油淬，600℃×60 min 回火水冷	972	866	17.6	62.1	144	③
25	890℃×60 min 油淬，600℃×60 min 回火水冷	965	858	17.0	57.0	148	③

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.32，Mn 1.12，V 0.09，B 0.001 3，P 0.028，S 0.004。

③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.26，Mn 1.27，V 0.09，B 0.002 2，P 0.001 4，S 0.004，Cr、Ni、Cu≤0.10。

表 13.2-109　40MnVB 钢回火脆性倾向

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		下列温度（℃）回火后的 a_K/J·cm^{-2}										
			150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
30	860℃×60 min 油淬，回火 120 min 后	水冷	72	51	48	55	48	69	106	112	114	136	183
		空冷	63	51	47	53	57	65	104	111	102	134	173
		炉冷	61	50	44	42	45	59	90		115		117
回火脆性系数			1.18	1.02	1.09	1.30	1.07	1.30	1.17		1.00		1.03

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.26，Mn 1.27，V 0.09，B 0.002 2，P 0.014，S 0.004。

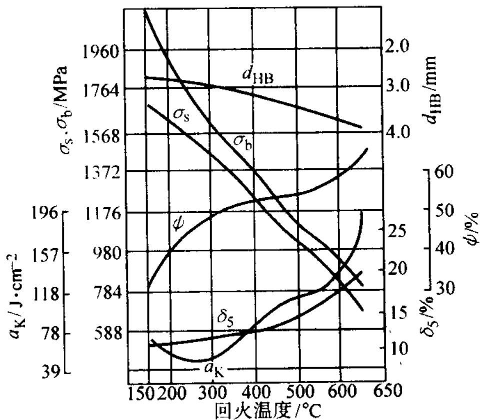


图 13.2-79　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.48，Si 0.32，Mn 1.12，V 0.09，B 0.001 3，P 0.028，S 0.004；(860±10)℃60 min 油淬，回火保温 120 min 水冷

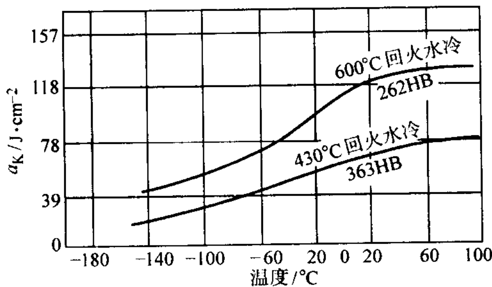


图 13.2-80　调质后的低温冲击韧度曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.27，Mn 1.28，V 0.06，B 0.003 5P 0.025，S 0.014；850℃油淬，430℃回火水冷；600℃回火水冷

(4) 工艺性能（表 13.2-110～表 13.2-113 和图 13.2-81，图 13.2-82）

表 13.2-110　40MnVB 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 180～1 200	1 160～1 200	>850	堆冷或砂冷

表 13.2-111　40MnVB 钢热处理工艺参数

项目	退火	高温回火	正火	淬火	回火	回火
温度/℃	830～900	660～700	860～900	840～880	400～600	150～250
冷却	炉内	空气	空气	油或水	油或水	油或空气
硬度 HB	≤207	<229	≤229		388～255	55～48HRC

表 13.2-112　40MnVB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	900	950	1 050	1 150	1 200
晶粒度级别	8	7～6	6	6～5	5～4

注：氧化法测定。

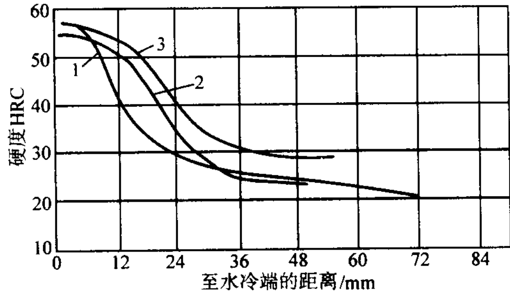


图 13.2-81　淬透性曲线

1—840℃×90 min 加热端淬；用钢成分（质量分数）(%) C 0.43，Si 0.25，Mn 1.18，V 0.11，B 0.002 0，P 0.019，S 0.021，Cr 0.04，Ni 0.12，Cu0.10；2—860℃×70 min 加热端淬；用钢成分（质量分数）(%) C 0.42，Si 0.27，Mn 1.28，V 0.08，B 0.018，P 0.016，S 0.007，Cr 0.10，Ni 0.08，Cu 0.08；3—900℃×60 min 正火，850℃×40 min 加热端淬；用钢成分（质量分数）(%) C 0.44，Si 0.28，Mn 1.28，V 0.06，B 0.003 5，P 0.026，S 0.014

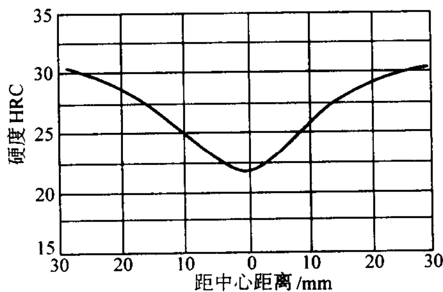


图 13.2-82　截面为 ϕ63 mm 零件调质后的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.39，Si 0.25，Mn 1.18，V 0.076，B 0.002 6，P 0.018，S 0.005，Cr 0.03；(870±10)℃×25 min 水淬，(550±10)℃×90 min 回火水冷

2.4.14　40Cr

40Cr 钢是机械制造业使用最广泛的钢种之一。调质处理后具有良好的综合力学性能，良好的低温冲击韧性和低的缺口敏感性。钢的淬透性良好，水淬时可淬透到 ϕ28～60 mm。油淬时可淬透到 ϕ15～40 mm。这种钢除调质处理外还适于氰化和高频淬火处理。切削性能较好，当硬度为 174～229HB 时，相对切削加工性为 60%。

40Cr 钢广泛用于制造杆轴、曲轴、连杆、连杆盖、螺栓、齿轮等零件。为了节约铬，在一定条件下，可用 40MnB，45MnB，35SiMn，42SiMn，40MnVB，42MnV，40MnMoB 和 40MnWB 等钢种代替 40Cr 钢制造相应零件。

(1) 化学成分（表 13.2-114）

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-115。

弹性模量（20℃）：表 13.2-116。

密度：7.63 g/cm^3。

线胀系数：表 13.2-117。

热导率：表 13.2-118。

表 13.2-113　40MnVB 钢过热敏感性

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	d_{HB}
		MPa		%		/J·cm^{-2}	/mm
25	1 300℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	1 020	908	18.9	59.3	113	3.65
	1 250℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	999	921	17.5	60.6	106	3.62
	1 200℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	990	909	18.4	61.2	112	3.60
	1 150℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	1 010	929	18.2	52.2	118	3.70
	1 100℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	988	901	19.1	59.8	115	3.70
	1 050℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	970	903	17.1	59.5	110	3.70
	1 000℃×60 min 空冷，860℃×60 min 油淬，600℃×120 min 回火空冷	1 030	948	18.1	58.6	114	3.70

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.26，Mn 1.27，V 0.09，B 0.002 2，P 0.014，S 0.004。
2. 各温度的试样断口均为纤维状，无过热现象。

表 13.2-114　40Cr 钢化学成分　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.37～0.45	0.17～0.37	0.50～0.80	0.80～1.10	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-115　40Cr 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	备注
780	840	350	①
770	805	328	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.30，Mn 0.66，Cr 0.95，Ni 0.18，P 0.016，S 0.028。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.29，Mn 0.69，Cr 0.87，Ni 0.14，P 0.010，S 0.013。

表 13.2-116　40Gr 钢弹性模量

E	/MPa	196 000～207 466
G		79 184

表 13.2-117　40Gr 钢线胀系数

温度/℃	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	备注
α_l /10^{-6}K^{-1}	11.9	13.3	14.3	15.0	15.3	15.4	①
	12.0	13.4	14.4	15.1	15.4	15.5	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.30，Mn 0.66，Cr 0.95，Ni 0.18，P 0.016，S 0.028。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.29，Mn 0.69，Cr 0.87，Ni 0.14，P 0.010，S 0.013。

表 13.2-118　40Cr 钢热导率

温度/℃	100	200	300	400	500	600
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	32.66	30.98	29.31	28.05	26.80	25.54

(3) 力学性能（表 13.2-119～表 13.2-123 和图 13.2-83～图 13.2-87）

表 13.2-119　40Cr 钢室温力学性能

毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	HB	备注
		MPa		%		/J·cm^{-2}		
25	850℃油淬，520℃水或油冷	≥980	≥784	≥9	≥45	≥59		①
	860℃×60 min 油淬，520～550℃水冷	990～1 176 / 1 085	887～1 107 / 977	13～20 / 16.4	49.5～63.5 / 56.8	59～136 / 102		50 炉钢
	860℃空冷正火	725	451	17	62	106	209	②
	920℃×60 min，空冷正火	766	500	21.5	62.6	117	201	③
	910℃退火	647	402	16	66	123		②

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.26，Mn 0.60，Cr 1.07，P 0.012，S 0.010。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.30，Mn 0.67，Cr 0.96，P 0.014，S 0.005。

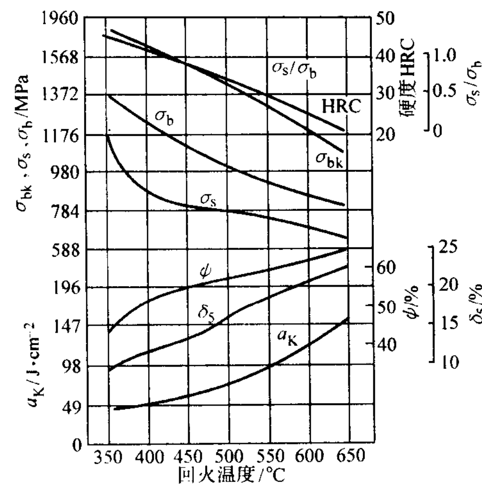


图 13.2-83　不同回火温度下的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.32，Mn 0.64，Cr 0.96，P 0.024，S 0.007，Ni 0.042；热处理制度：870℃正火，840℃油淬，回火保温 150 min 空冷；缺口拉伸试样缺口张角 60°，r = 0.25 mm

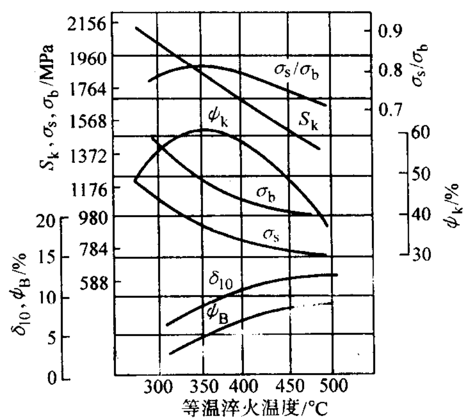


图 13.2-84　等温淬火的力学性能

850℃加热，不同温度等温 20 min；用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.25，Mn 0.52，Cr 0.99，P 0.031，S 0.005

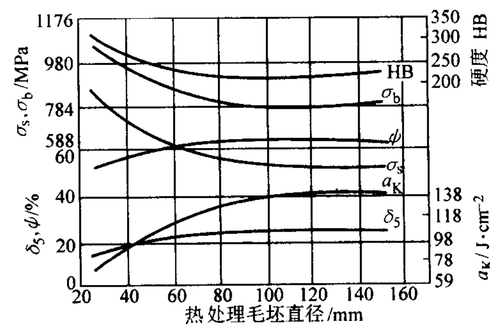


图 13.2-85　不同直径试样热处理的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.30，Mn 0.60，Cr 0.92，P 0.022，S 0.011；热处理：860℃油淬于 500℃保温 60 min 回火

表 13.2-120　40Cr 钢回火脆性

热处理制度		870℃正火，840℃ × 45 min 油淬，回火保温 75 min						
回火温度/℃		350	400	450	500	550	600	650
a_K/J·cm^{-2}	回火水冷	16	32	55	71	113.7	145	185
	回火炉冷	14.7	27	51	62.5	96	134.8	158
回火脆性系数		1.09	1.18	1.07	1.19	1.19	1.08	1.17

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Si 0.32，Mn 0.64，Cr 0.96，S 0.007，P 0.024。

表 13.2-121　40Cr 钢疲劳极限

热处理	硬度 HRC	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{-1}	σ_{-1k}	疲劳应力集中系数 $K_f = (\sigma_{-1}/\sigma_{-1k})$	形变强化指数 m	疲劳缺口敏感度 $q = (K_f - 1/K_t - 1)$
		MPa						
840℃油淬，200℃ × 60 min 回火空冷	50	1 965	1 580	627	490	1.28	0.130	0.54
840℃油淬，390℃ × 60 min 回火油冷	45	1 470	1 370	598	421	1.41	0.052	0.79
840℃油淬，500℃ × 60 min 回火油冷	35	1 105	1 045	519	368	1.41	0.037	0.79
840℃油淬，670℃ × 60 min 回火油冷	24	794	711	392	265	1.48	0.028	0.93

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.25，Mn 0.52，P 0.031，S 0.005，Cr 0.99。
2. 盐炉加热淬火，加热保温时间 45 s/mm，试样磨削后经 180℃10 小时去除应力回火。
3. 理论应力集中系数 K_t = 1.52。

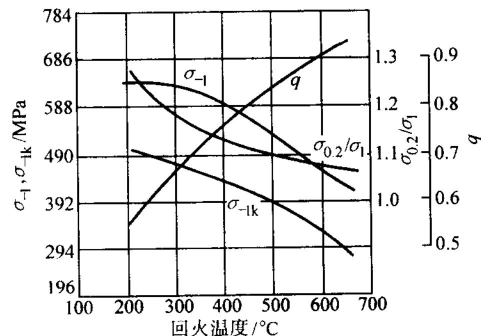


图 13.2-86　疲劳极限与回火温度的关系

表 13.2-122　40Cr 钢静拉伸性能和冲击韧度

热处理制度	硬度 HRC	σ_b	σ_s	δ_5	ψ_k	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
840℃油淬，400℃回火	44	1 400	1 315	3.7	54	37.2
840℃油淬，600℃回火	23	827	735	10	69	112.7

注：为无缺口试样。

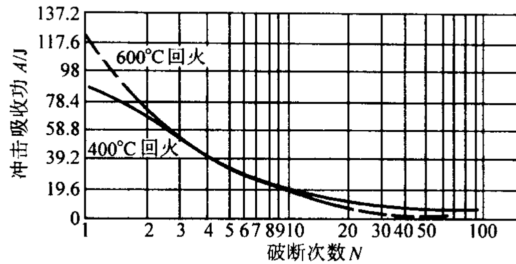


图 13.2-87 多次拉伸能量与破断口拉伸次数的关系
（在 MK30 型分级冲击试验机上试验；为光滑拉伸试样，ϕ5 mm）

表 13.2-123 40Cr 钢低温韧性

毛坯直径/mm	热处理制度	硬度 HRC	下列温度(℃)的 a_K/J·cm^{-2}				
			20	0	-20	-40	-60
25	870℃正火，840℃×45 min 油淬，400℃×75 min 回火空冷	41.0	40.2	20.8	18.6	13.2	12.3
	870℃正火，840℃×45 min 油淬，550℃×75 min 回火空冷	32.5	88.2	62.7	48	42.1	45.1

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.43，Si 0.32，Mn 0.64，Cr 0.96，P 0.024，S 0.007，Ni 0.04。

(4) 工艺性能（表 13.2-124～表 13.2-126 和图 13.2-88～图 13.2-92）

表 13.2-124 40Cr 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
<1 200	1 100～1 150	>800	大于 60 mm 缓冷

表 13.2-125 40Cr 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	氰化	回火
温度/℃	825～845	850～880	680～700	830～860	400～600	830～850	140～200
冷却	炉内	空气	炉冷至600℃空冷	油	油或水	直接油淬	空气
硬度 HB	≤207	≤250	≤207		按需要		≥48 HRC

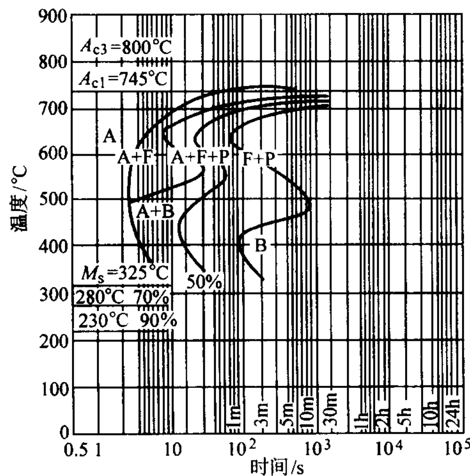


图 13.2-88 等温转变曲线
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.43，Si 0.25，Mn 0.67，Cr 0.89，P 0.022，S 0.004；奥氏体化温度 850℃

表 13.2-126 40Cr 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	800	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	备注
晶粒度级别			8 (930℃)	7	6～5	5～6	5～4	4～5	①
	8	8～7	7～6	6	5～4		3		②

① 渗碳法测定。
② 氧化法测定，保温 2 h。

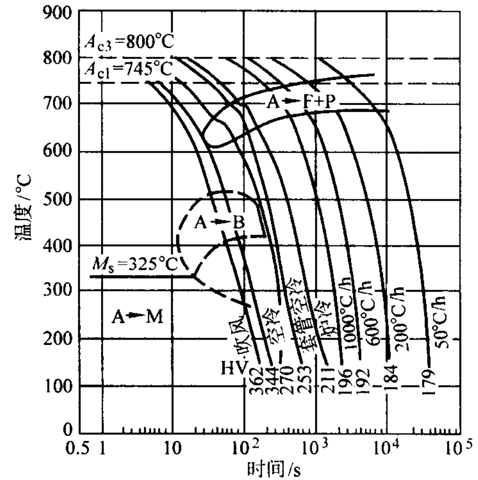


图 13.2-89 连续冷却转变曲线
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.43，Si 0.25，Mn 0.67，Cr 0.89，P 0.022，S 0.004；奥氏体化温度 850℃

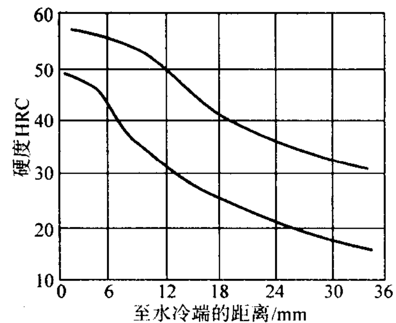


图 13.2-90 淬透性带用钢成分范围
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.38～0.46，Si 0.18～0.34，Mn 0.55～0.79，Cr 0.85～1.04，P 0.016～0.033，S 0.007～0.028，Ni 0.02～0.12，Cu 0.01～0.12；860℃正火，860℃×30 min 加热端淬；根据 30 炉钢数据画成

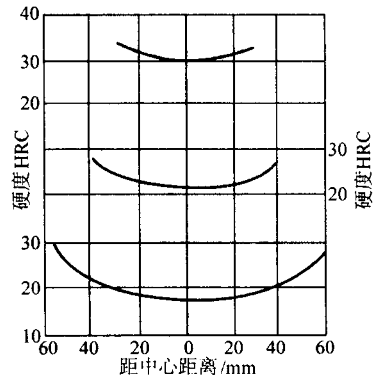


图 13.2-91 不同截面钢材油淬后的硬度分布
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.43，Mn 0.60，Cr 0.92，P 0.020，S 0.011；860℃ϕ60，ϕ90，ϕ120 分别保温 2，2.5，3.5 h 油淬。

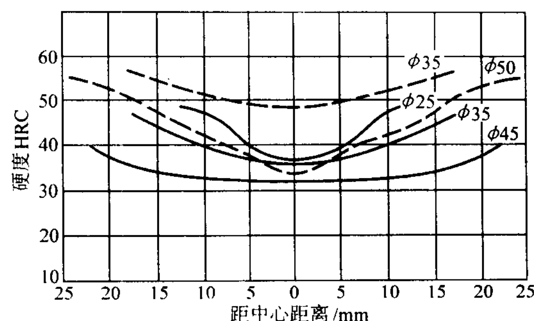


图 13.2-92 不同直径圆棒在不同介质中淬火后截面硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Mn 0.67，Cr 0.96，P 0.014，S 0.005 5；860～900℃淬火，实线—油淬，虚线—盐水淬

2.4.15 45Cr

45Cr 钢碳含量比 40Cr 钢稍高，其强度与耐磨性较高，而韧性稍低。正火高温回火或调质后切削性能良好。当硬度为 230HB 时相对加工系数为 0.9；为 300HB 时为 0.6。其他性能与 40Cr 钢相似。45Cr 钢多被用来制造表面淬火的轴，齿轮等零件。

（1）化学成分（表 13.2-127）

表 13.2-127 45Cr 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.42～0.49	0.20～0.40	0.50～0.80	0.80～1.10	≤0.35	≤0.040	≤0.040

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-128。

表 13.2-128 45Cr 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
721	771	693	660

密度：7.82 g/cm³。

弹性模量：表 13.2-129。

表 13.2-129 45Cr 钢弹性模量

回火温度/℃		350	425	500	575
E	/MPa	206 140	205 450	206 830	207 510
G	/MPa	77 910	78 600	78 600	79 240

注：820℃油淬中温回火后，在 20℃时的数据。

线胀系数：表 13.2-130。

表 13.2-130 45Cr 钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300
$\alpha_l/10^{-6}\cdot K^{-1}$	12.8	13.0	13.8

（3）力学性能（表 13.2-131～表 13.2-137 和图 13.2-93）

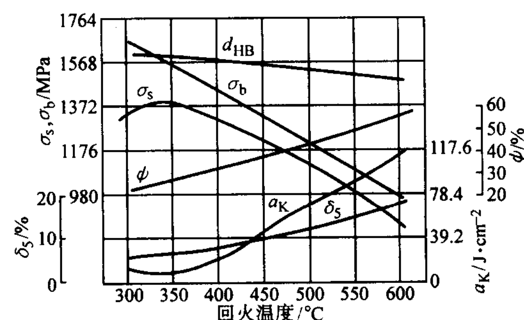


图 13.2-93 不同温度回火的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.32，Mn 0.65，Cr 0.97，Ni 0.15，Cu 0.16，P 0.015，S 0.010；860℃正火，840℃油淬后回火

表 13.2-131 45Cr 钢室温力学性能

毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	d_{HB}/mm	备注
		MPa		%				
25	840℃油淬，520℃回火，水或油冷	≥1 030	≥833	≥9	≥40	≥49		①
	840～860℃油淬，540～550℃回火水冷	$\frac{1\,020\sim1\,200}{1\,120}$	$\frac{867\sim1\,090}{985}$	$\frac{9\sim17.6}{14.5}$	$\frac{44\sim58.5}{51.5}$	$\frac{59\sim127}{862.4}$		50 炉钢
	860℃正火，800℃油淬，520℃回火油冷	1 105	1 015	13	48.2	78.4	3.28	②
	860℃正火，840℃油淬，520℃回火油冷	1 150	1 060	12.5	45.7	73.5	3.26	
	860℃正火，880℃油淬，520℃回火油冷	1 175	1 080	13.2	47.5	69.6	3.24	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.32，Mn 0.65，Cr 0.97，Ni 0.15，Cu 0.16，P 0.015，S 0.010。

表 13.2-132 45Cr 钢回火脆性倾向

毛坯直径/mm	热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	d_{HB}/mm
			MPa		%			
25	860℃正火，840℃油淬	450℃回火水冷	1 460	1 290	10	36.7	28.1	3.02
		450℃回火油冷	1 315	1 200	11	40	36.3	3.14
		450℃回火空冷	1 230	1 120	11	43.7	39.2	3.07
		450℃回火炉冷	1 310	1 230	10.5	40	40.4	3.07

续表 13.2-132

毛坯直径 /mm	热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	d_{HB} /mm
			MPa		%			
25	860℃正火，850℃油淬	600℃回火水冷	1 020	899	16	54.5	132.3	3.52
		600℃回火油冷	980	855	16.5	55.5	143.1	3.53
		600℃回火空冷	903.6	765	17.7	58.2	139.2	3.56
		600℃回火炉冷	1 010	877	20.2	55.2	113.3	3.51

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.32，Mn 0.65，Cr 0.97，Cu 0.16，Ni 0.15，P 0.015，S 0.010。

表 13.2-133　45Cr 钢缺口偏斜冲击韧度

毛坯直径 /mm	热处理制度	a_{bk}/J·mm^{-2}		
		0°	4°	8°
25	860℃正火，680℃回火，840℃油淬，520℃回火油冷	1 670	1 150	719

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.32，Mn 0.65，Cr 0.97，Cu 0.16，Ni 0.15，P 0.015，S 0.010。

表 13.2-134　45Cr 钢疲劳极限

毛坯直径 /mm	热处理制度	σ_{-1}	σ_{-1k}
		MPa	
25	860℃正火，680℃回火空冷，840℃油淬，520℃回火油冷	431	274

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.32，Mn 0.65，Cr 0.97，Cu 0.16，Ni 0.15，P 0.015，S 0.010。

表 13.2-135　45Cr 钢低温冲击韧度

毛坯直径 /mm	热处理制度	下列温度（℃）时 a_K/J·cm^{-2}				
		室温	0	-20	-40	-6
25	860℃正火，680℃回火，840℃油淬，450℃回火油冷	36.8	39.6	41.2	33	24.5
	860℃正火，680℃回火，840℃油淬，600℃回火油冷	143.1	113.7	113.7	75.1	56.8

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.32，Mn 0.65，Cr 0.97，Cu 0.16，Ni 0.15，P 0.015，S 0.010。

表 13.2-136　45Cr 钢高温拉伸性能

温度/℃	σ_b /MPa	δ_5	ψ
		%	
20	666	20.5	52.5
800	87	21.2	36.8
900	42	14.0	22.5
1 000	26	15.8	19.8
1 100	21	34.9	61.5

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Cr 1.10；原始状态为 830℃退火。

表 13.2-137　45Cr 钢蠕变强度

预热处理制度	温度/℃	$\sigma_{0.2/1\,000}$/MPa
800℃退火	450	88.2
825℃油淬，625℃回火	450	78.4

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Cr 1.0%。

(4) 工艺性能（表 13.2-138，表 13.2-139 和图 13.2-94～图 13.2-97）

表 13.2-138　45Cr 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 170～1 220	1 150～1 200	>800	$\phi \geqslant$100 mm 缓冷

表 13.2-139　45Cr 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	表面淬火后回火
温度/℃	840～850	830～850	680～700	820～840	500～650	150～180
冷却	炉内	空气	空气	油	油或水	乳状液或油
硬度 HB	≤217	≤320	≤217		按需要	≥56HRC

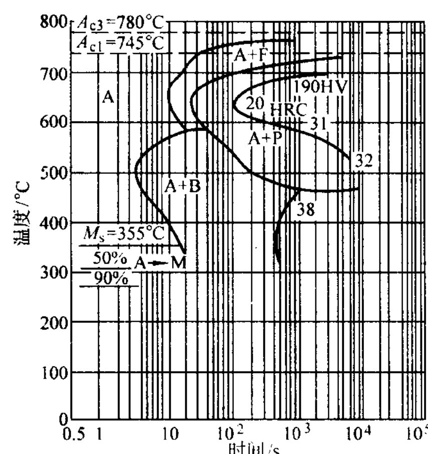


图 13.2-94　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.22，Mn 0.80，Cr 1.04，Ni 0.26；奥氏体化温度 840℃

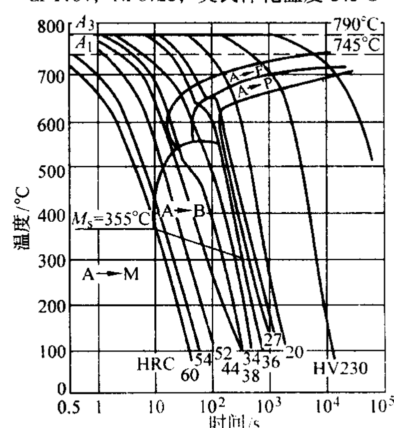


图 13.2-95　连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.22，Mn 0.80，Cr 1.04，Ni 0.26；奥氏体化温度 840℃

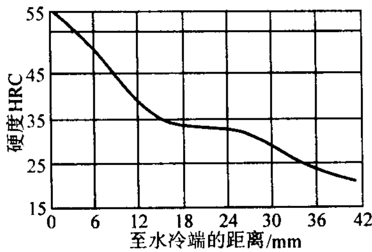


图 13.2-96　淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.46，Si 0.22，Mn 0.73，Cr 0.97；晶粒度 5～8 级；830℃加热端淬

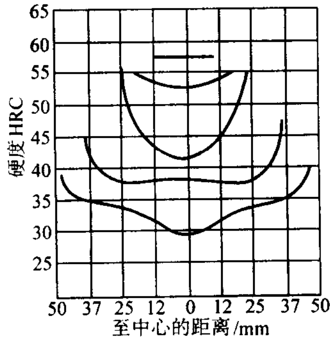


图 13.2-97　不同截面钢材淬火后的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.18，Mn 0.90，Cr 1.01；晶粒度 5～6 级；奥氏体化温度 845℃油淬

2.4.16　38CrSi

由于 38CrSi 钢中含有较多的铬和硅，因而比 40Cr 钢的淬透性好，回火稳定性好，强度和耐磨性亦较高。此钢的低温冲击韧性较高。一般用于制造直径为 30～40 mm、强度和耐磨性要求较高的零件，例如汽车、拖拉机和其他机器上的小轴、螺栓、拨叉轴、履带销、起重勾及模数不大的齿轮等。38CrSi 钢的焊接性不好，对回火脆性敏感，当硬度为 250～280HB 时，相对切削加工性为 0.65。

(1) 化学成分（表 13.2-140）

表 13.2-140　38CrSi 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	P、S	Ni
0.35～0.43	1.00～1.30	0.30～0.60	1.30～1.60	≤0.035	≤0.30

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-141。

表 13.2-141　38CrSi 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
763	810	755	680	330

注：用钢成分（%）：C 0.33，Si 1.25，Mn 0.71，Cr 1.48，Ni 0.09，P 0.016，S 0.009。

密度：7.74 g/cm³。

弹性模量：表 13.2-142。

表 13.2-142　38CrSi 钢弹性模量

温度/℃		20	100	300	500
E	MPa	218 540	215 600	206 780	188 650
G	MPa	85 260	82 320	78 400	71 540

线胀系数：表 13.2-143。

表 13.2-143　38CrSi 钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～400	20～600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.7	12.7	14	14.8

热导率：表 13.2-144。

表 13.2-144　38CrSi 钢热导率

温度/℃	200	300	400	600
$\lambda_k/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	36.84	35.59	34.75	33.49

(3) 力学性能（表 13.2-145～表 13.2-147 和图 13.2-98～图 13.2-101）

表 13.2-145　38CrSi 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²	备注
		MPa		%			
25	900℃油淬，600℃回火，水或油冷	≥980	≥883	≥12	≥50	≥68.6	①
25	900℃油淬，630℃回火油冷	980～1 175 / 1 070	862.0～1 060.0 / 932	12～21.4 / 16.3	49～63 / 56.4	68.6～132.3 / 95.1	50 炉钢
30	860℃ × 65 min 油淬，410℃ × 240 min 回火水冷	1 515	1 409.2	11.2	37.6	36.3	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-146　38CrSi 钢低温冲击韧度

热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm⁻²				
	0	-20	-40	-60	-80
910℃ × 60 min 油淬，450℃回火 120 min 水冷	59.8	50	48	46.1	48

注：有结晶闪点。

(4) 工艺性能（表 13.2-147～表 13.2-149 和图 13.2-100，图 13.2-101）

表 13.2-147　38CrSi 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 180～1 220	1 150～1 180	850	≥ϕ75 mm 缓冷

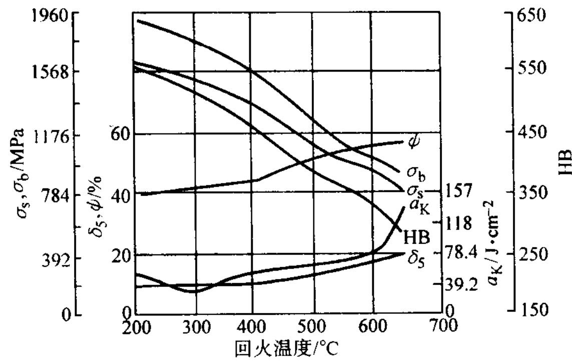


图 13.2-98 不同温度回火后的力学性能
用钢成分在标准规定范围内；900℃油淬，500℃以上回火水冷；回火保温 120 min

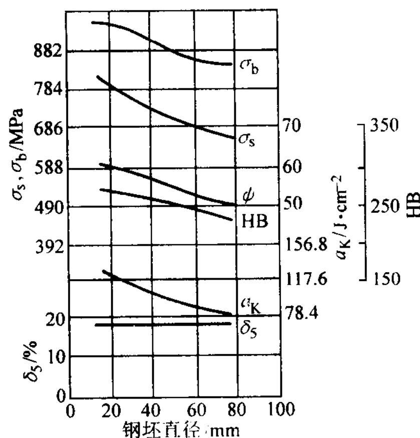


图 13.2-99 不同截面钢坯热处理后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 1.13，Mn 0.50，Cr 1.47，Ni 0.28，P 0.027，S 0.018；900℃油淬，640℃回火空冷

表 13.2-148 38CrSi 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	860～880	900	660～690	880～920	250～680
冷却	缓冷或炉冷	空气	油冷	油或水冷	空气，油或水
硬度 HB	≤255	≤350	≤255		按需要

表 13.2-149 38CrSi 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250	1 280
晶粒度级别	4～5	3～4	3	2～3	2	2

2.4.17 30CrMoA

30CrMoA 钢在淬火低温回火后或淬火高温回火后都具有很好的综合力学性能，只有回火温度高于 550℃时强度才明显降低。此钢调质后，在高温（低于 550℃）条件下亦有较高的强度。钢的低温韧性良好。此钢水淬时临界直径为 30～55 mm，油淬为 15～40 mm。常用此钢制造截面较大的零件，例如轴、主轴，受高负荷的螺栓、双头螺栓、齿轮及温度低于 500℃条件下工作的法兰盘、螺栓及低于 400℃条件下工作的导管、紧固件等。

该钢无回火脆性，焊接性良好。但含碳、铬、钼量为上限时，焊前应预热到 175℃。当硬度为 187～229HB 时，相对切削加工性为 65%。冷变形塑性中等。此钢有白点敏感性。

(1) 化学成分（表 13.2-150）

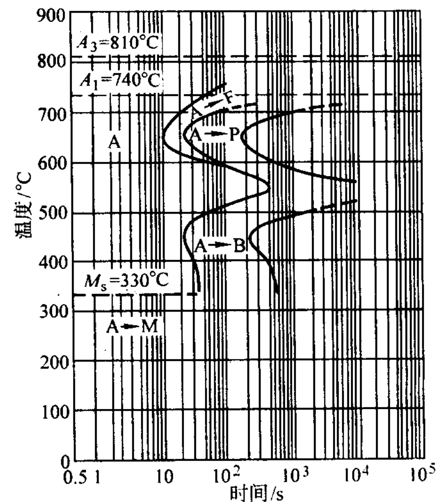


图 13.2-100 等温转变曲线
（用钢成分（质量分数）(%)：C 0.36，Si 1.19，Mn 0.45，Cr 1.65；奥氏体化温度 880℃）

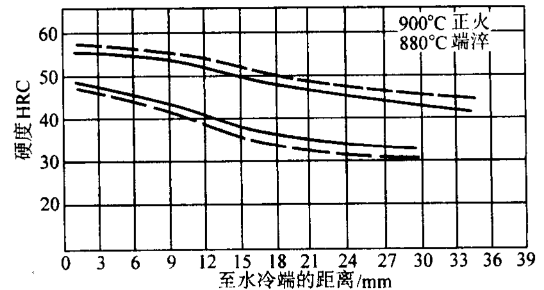


图 13.2-101 淬透性带
用钢成分在标准规定范围内；可按虚线或实线两种要求供货

表 13.2-150 30CrMoA 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
0.26～0.33	0.17～0.37	0.40～0.70	0.80～1.10	0.15～0.25	≤0.025	≤0.025

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-151。

表 13.2-151 30CrMoA 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	备注
750	830	365	①
745	790	350	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.25，Si 0.22，Mn 0.62，Cr 1.05，Mo 0.24。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.23，Mn 0.60，Cr 0.99，Mo 0.27。

密度：7.82 g/cm^3。

弹性模量：表 13.2-152。

表 13.2-152 30CrMoA 钢弹性模量

温度/℃		20	200	300	400	450	500	550	600
E	MPa	208 740	203 840	196 980	188 160	183 260	175 420	167 580	159 740
G	MPa	82 320	81 340	73 990			64 680		

线胀系数：表 13.2-153。
热导率：表 13.2-154。

表 13.2-153　30CrMoA 钢线胀系数

温度/℃	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.4	12.7	13.5	14.2	14.6	14.5

表 13.2-154　30CrMoA 钢热导率

温度/℃	100	200	300	400
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	36.01	34.33	32.66	30.98

(3) 力学性能（表 13.2-155～表 13.2-159 和图 13.2-102～104）

表 13.2-155　30CrMoA 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	880℃油或水淬，540℃回火水或油冷	≥931	≥735	≥12	≥50	≥88	①
	880℃×40 min 水淬，510℃×40 min 水冷	960～1 245 / 1 125	872～1 155 / 1 030	12～19 / 14.7	45～64.5 / 58.5	88～176 / 126.4	56 炉钢
	880℃水淬，540℃回火水冷	960～1 185 / 1 105	843～1 155 / 1 025	12～18 / 15	53～65 / 58.7	93.1～161.7 / 122.5	52 炉钢
	880℃油淬，560℃回火	990	862	13	57	107.8	②

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999；
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.22，Mn 0.51，Cr 0.99，Mo 0.17，Ni 0.20，P 0.012，S 0.008。

表 13.2-156　30CrMoA 钢不同截面钢坯热处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	淬火冷却介质	取样位置	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC
			MPa		%			
40	水	中心	931	794	13	61	117.6	28
	油	中心	823	647	17	71	147	25
60	水	中心	872	745	16	64	127.4	29
	油	中心	804	725	17	69	156.8	25
80	水	*R*/2	892	764	14	64	107.8	28
	油	*R*/2	794	657	17	67	137.2	23
100	水	*R*/2	833	696	17	65	137.2	25
	油	*R*/2	784	608	18	64	147	23
120	水	*R*/3	843	686	18	63	117.6	23
	油	*R*/3	755	617	19	63	137.2	18

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.22，Mn 0.51，Cr 0.99，Mo 0.17，Ni 0.20，P 0.012，S 0.008。
2. 880℃加热淬火，500℃回火。

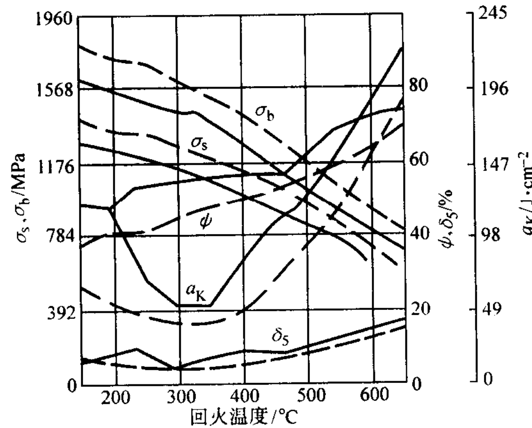


图 13.2-102　不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：实线—C 0.26，Cr 1.05，Mo 0.21；虚线—C 0.35，Cr 0.91，Mo 0.16；ϕ10 mm，880℃油淬

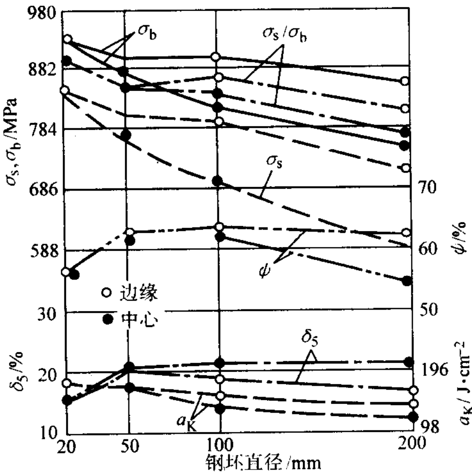


图 13.2-103　不同截面钢坯热处理后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Mn 0.75，Cr 0.91，Mo 0.26；850℃水淬，500℃回火

表 13.2-157 30CrMoA 钢疲劳极限

热处理制度	HRC	σ_b	σ_s	a_K /J·cm^{-2}	σ_{-1}	σ_{-1}拉－压	τ_{-1}	备注
		MPa			MPa			
880℃油淬，560℃回火	31	755	617	137.2	0	0	0	①
880℃油淬，450℃回火	286③	990	862	107.8	490	0	0	②
880℃油淬，560℃回火	260③	951	778	92.1	401.8	0	0	
880℃油淬，650℃回火	212③	847	709	159.7	367.5	362.6	225.4	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.22，Mn 0.51，Cr 0.99，Mo 0.17，Ni 0.20，P 0.012，S 0.008；
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.27，Si 0.25，Mn 0.57，Cr 0.98，Mo 0.22，Ni 0.18；
③ 为布氏硬度 HB 值。

表 13.2-158 30CrMoA 钢高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	$\sigma_{0.01/10\,000}$	$\sigma_{0.01/100\,000}$	$\sigma_{b/10\,000}$
		MPa		%			MPa		
870℃油淬，650℃回火	20	727	533	19	70	186.2			
	200	725	588	20	69				
	300	657	490	21	68	205.8			
	400	715	519	22	75	196			
	450	627	480	23	77	156.8		107.8	294
	500	578	451	22	80	137.2	139.2	68.6	186.2
	550	559	421	21	82		57.8	34.3	107.8
	600	461	421	29	89	142.1			

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.30，Si 0.30，Mn 0.55，Cr 0.70～0.80，Mo 0.22。

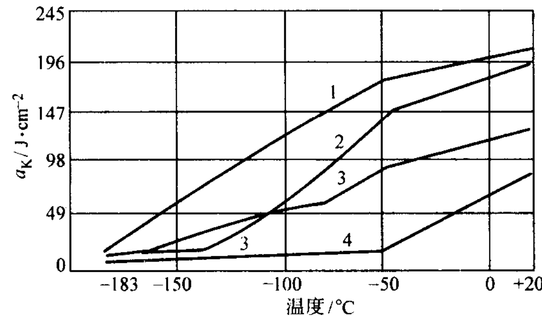


图 13.2-104 低温冲击韧度

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.29，Mn 0.47，Cr 1.04，Mo 0.22；
1—水淬，回火到 σ_b784 MPa，224HB；
2—油淬，回火到 σ_b794 MPa，229HB；
3—水淬，回火到 σ_b1 009 MPa，292HB；
4—油淬，回火到 σ_b980 MPa，282HB

表 13.2-159 30CrMoA 钢高温疲劳极限

热处理制度	温度/℃	σ_b	σ_{-1}	σ_{-1k}
		MPa		
870℃水淬，700℃回火	20	823	407	250
	200	784	368	113
	300	823	394	181
	400	725	365	183
	500	559	276	142
	600	421	169	113

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.30，Si 0.30，Mn 0.55，Cr 0.70～0.80，Mo 0.22。

(4) 工艺性能（表 13.2-160～表 13.2-162 和图 13.2-105～图 13.2-108）

表 13.2-160 30CrMoA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180～1 220	1 150	850	大于 60 mm 缓冷

表 13.2-161 30CrMoA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	830～850	870～900	700～720	850～880	350～650
冷却	缓冷或炉冷	空气	空气	油或水	空气
硬度 HB	≤229	≤400	≤250		按需要

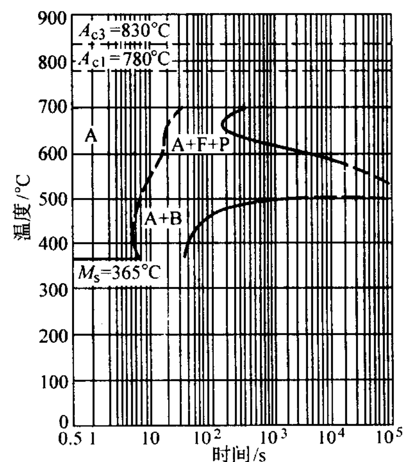


图 13.2-105 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%) C 0.31，Si 0.22，Mn 0.51，Cr 0.99，Mo 0.17，Ni 0.20，P 0.012，S 0.008；奥氏体化温度 880℃

表 13.2-162 30CrMoA 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250
晶粒度级别	9~10	9~8	9~8	8	8~7	8~6	7~6	6~4	5~4

注：保温 30 min，直接腐蚀法。

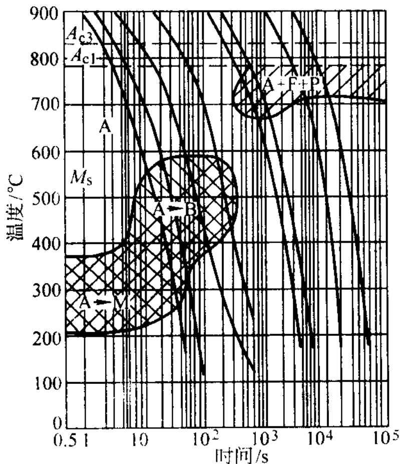


图 13.2-106 连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.22，Mn 0.51，Cr 0.99，Mo 0.17，Ni 0.20，P 0.012，S 0.008；奥氏体化温度 880℃

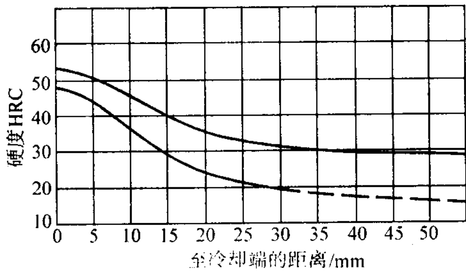


图 13.2-107 淬透性带

用钢成分在规定范围内，晶粒度 8~10 级；75 炉钢的数据；880℃正火，880℃加热端淬

2.4.18 42CrMo

42CrMo 钢的碳和铬含量比 35CrMo 钢稍高，因此它的强度和淬透性也有提高。无明显的回火脆性。调质处理后有较高的疲劳极限和抗多次冲击能力，低温冲击韧性良好。

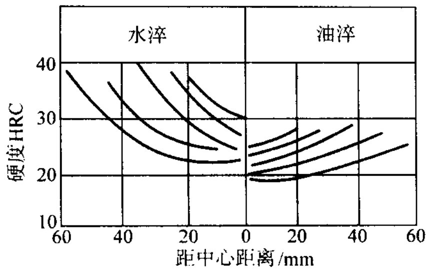


图 13.2-108 不同直径钢坯在油或水中淬火后的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.22，Mn 0.51，Cr 0.99，Mo 0.17，Ni 0.20，P 0.012，S 0.008；

热处理制度：880℃正火，880℃淬火

42CrMo 钢通常用来制造比 35CrMo 钢强度要求高、断面尺寸较大的轴、齿轮、连杆和变速箱齿轮，增压器齿轮等。也可用以制造弹簧，弹簧夹。

（1）化学成分（表 13.2-163）

表 13.2-163 42CrMo 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S
0.38~0.45	0.17~0.37	0.50~0.80	0.90~1.20	0.15~0.25	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表 13.2-164~表 13.2-166）

表 13.2-164 42CrMo 钢临界点（近似值） ℃

	A_{c3}	M_s
730	800	310

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.23，Mn 0.67，Cr 1.01，Mo 0.23。
2. 奥氏体化温度 860℃。

表 13.2-165 42CrMo 钢线胀系数

温度/℃	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.1	12.1	12.9	13.5	13.9	14.1

表 13.2-166 42CrMo 钢弹性模量

温度/℃	20	300	400	500	600
E/MPa	205 800	181 300	171 500	161 700	151 900

（3）力学性能（表 13.2-167~表 13.2-170 和图 13.2-109~图 13.2-111）

表 13.2-167 42CrMo 钢室温力学性能

毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K/J·cm^{-2}	备注
25	850℃油淬，560℃水或油冷	≥1 078	≥931	≥12	≥45	≥78.4	①
	860℃×40 min 油淬，580℃×40 min 水冷	1 130~1 270 / 1 100	936~1 225 / 1 080	12~17 / 14.1	45.5~59 / 53.2	78.4~134.3 / 98	56 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB 3077—88。

表 13.2-168 42CrMo 钢不同截面钢材热处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	取样位置	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K/J·cm^{-2}	备注
54	850℃×22 min 油淬，540℃×90 min 回火水冷	(1/2) R	747	563	23.3	68.8	187.18	①
		中心	772	545	21.1	67.0	185.22	

续表 13.2-168

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	取样位置	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
			MPa		%		/J·cm^{-2}	
55	860℃ × 60 min 油淬，540℃ × 90 min 回火水冷	(1/2) R	790	625	20.7	62.8	131.32	①
		中心	750	587	19.4	62.8	137.2	
60	900℃油淬，600℃回火油冷	中心	887	0	24	62.0	105.84③ (63.7)	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Mn 0.88，Cr 1.09，Mo 0.22，P 0.017，S 0.027。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.39，Cr 1.11，Mo 0.20。
③ 括弧内为横向冲击值。

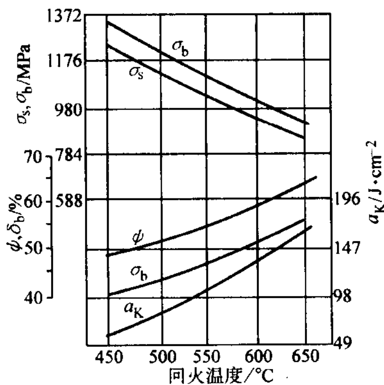


图 13.2-109 不同温度回火的力学性能

用钢成（质量分数）(%)：C 0.39，Si 0.21，Mn 0.59，Cr 1.00，Mo 0.20；840℃油淬

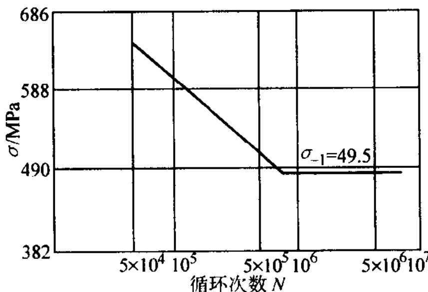


图 13.2-110 调质后疲劳性能曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Mn 0.60，Cr 1.23，Mo 0.17；880℃油淬，580℃回火；316HB

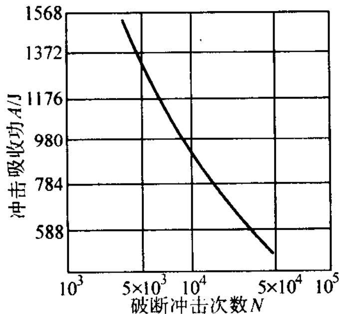


图 13.2-111 多次冲击疲劳性能曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Mn 0.60，Cr 1.23，Mo 0.17；880℃油淬，580℃回火；316HB；冲击频率 600 次/min

(4) 工艺性能（表 13.2-171，表 13.2-172 和图 13.2-112 ~ 图 13.2-115）

表 13.2-169 42CrMo 钢低温冲击韧度

热处理工艺	σ_b /MPa	下列温度（℃）的 a_K/J·cm^{-2}							
		20	-20	-50	-80	-100	-140	-183	-253
880℃油淬，580℃回火	1 058.4	114.7	114.7	106.8	82.3	56.8	46.1	45.1	23.5

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.43，Cr 1.02，Mo 0.22，Ni 0.08。

表 13.2-170 42CrMo 钢高温力学性能

下列温度（℃）时的 σ_s/MPa						下列温度（℃）时的 DVM 蠕变强度/MPa						
20	100	200	300	350	400	350	400	450	475	500	525	550
441			353	323.4	294	314	245	176	137	98	69	39
490			392	362.6	323	343	274	196	147	108	69	39
539			431	392	353	372	294	206	157	108	69	39
588			451	411.6	372	392	314	235	176	108	69	39
637			470	431.2	392	412	343	274	196	108	69	39
686	637	588	490	450.8			343	196		98		

注：经调质至不同屈服强度（20℃）后，进行高温试验。

表 13.2-171 42CrMo 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150 ~ 1 200	1 130 ~ 1 180	>850	ϕ>50 mm 缓冷

表 13.2-172 42CrMo 钢热处理工艺参数

项目	正火	高温回火	淬火	淬火	回火	感应淬火	回火
温度/℃	850 ~ 900	680 ~ 700	820 ~ 840	840 ~ 880	450 ~ 670	900	150 ~ 180
冷却	空气	空气	水	油	油或空气	乳化液	空冷
硬度 HB		≤217				表面≥53HRC	≥50HRC

2.4.19 40CrMnMo

40CrMnMo 钢调质处理后，具有较高的综合力学性能。钢的淬透性甚好，840 ~ 860℃油淬可淬透 ϕ80 mm。钢具有较高的回火稳定性。适宜制造截面较大的重负荷齿轮、齿轮

轴及轴类零件，是 40CrNiMo 钢的良好代用钢种。

（1）化学成分（表 13.2-173）

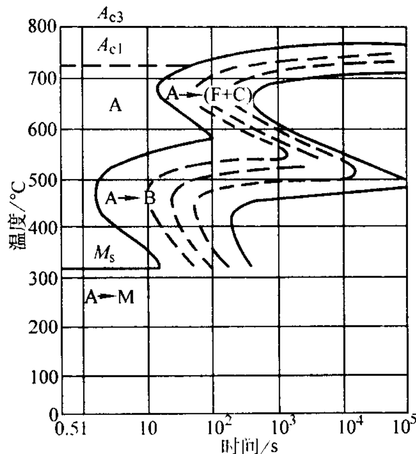


图 13.2-112　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.23，Mn 0.67，Cr 1.01，Mo 0.23，Ni 0.20；奥氏体化温度 860℃

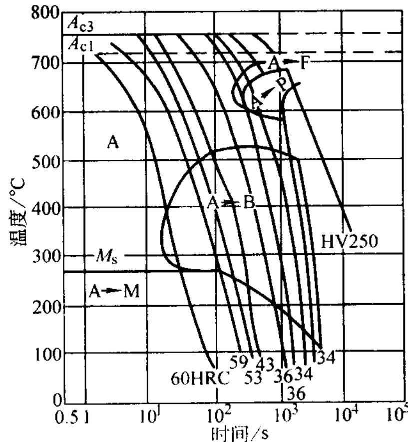


图 13.2-113　连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.46，Si 0.22，Mn 0.50，Cr 1.00，Mo 0.21，Ni 0.26，Cu 0.26；奥氏体化温度 850℃

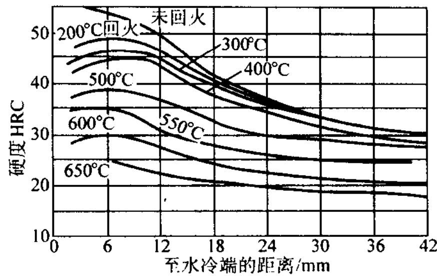


图 13.2-114　淬透性曲线及不同温度回火后硬度变化曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.46，Si 0.22，Mn 0.50，Cr 1.0，Mo 0.21，Ni 0.26；850℃加热端淬

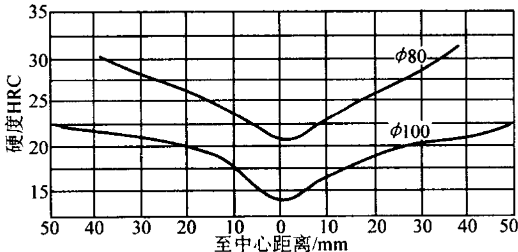


图 13.2-115　不同截面轴的硬度分布曲线

ϕ100 mm 的轴，860℃ × 60 min 水淬 1 ~ 1.5 min 后油淬，580℃ × 90 min 回火水冷；ϕ80 轴 850℃ × 22 min 油淬，540℃ × 90 min 回火水冷

表 13.2-173　40CrMnMo 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Mo	Cr	P	S
0.37 ~ 0.45	0.17 ~ 0.37	0.90 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	0.90 ~ 1.20	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表 13.2-174）

表 13.2-174　40CrMnMo 钢临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}
温度（近似值）	735	780	680

（3）力学性能（表 13.2-175 和图 13.2-116 ~ 图 13.2-118）

表 13.2-175　40CrMnMo 钢室温力学性能

毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	850℃油淬，600℃回火水或油冷	≥980	≥784	≥10	≥45	≥78.4	①
25	860℃油淬，600℃回火水冷	$\frac{1\,000 \sim 1\,165}{1\,090}$	$\frac{867 \sim 1\,085}{972}$	$\frac{13 \sim 20}{16.1}$	$\frac{45 \sim 66}{57.9}$	$\frac{96 \sim 199.9}{132.3}$	53 炉钢
60	850℃正火	1 095	916	12	36.0	30.4	②
60	850℃正火，600℃回火	857	681	17.5	54.0	76.4	②

注：表中分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.33，Mn 0.93，Cr 1.00，Mo 0.20，P 0.016，S 0.010。

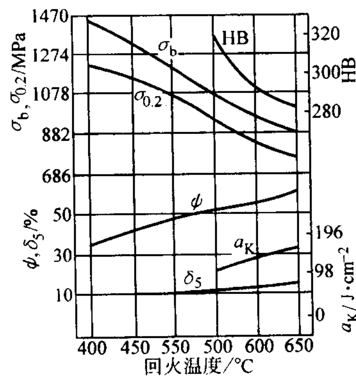


图 13.2-116　不同温度回火的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.33，Mn 0.93，Cr 1.00，Mo 0.20，P 0.016，S 0.010；880℃油淬，回火后空冷；热处理毛坯直径 ϕ60 mm

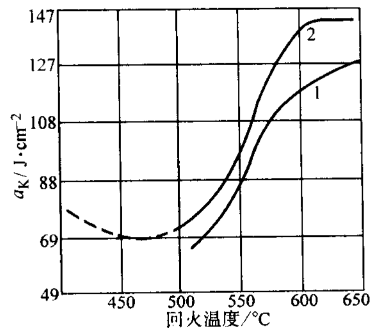
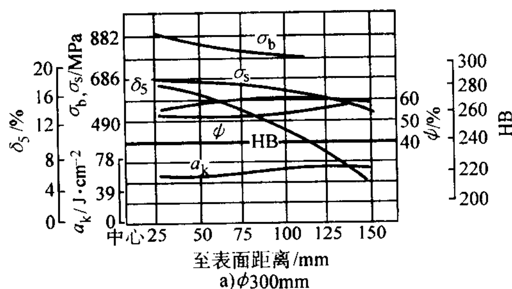
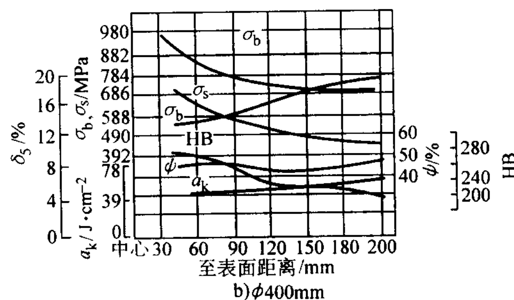


图 13.2-117　回火温度和冷却速度对冲击韧度的影响

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.33，Mn 0.93，Cr 1.00，Mo 0.20，P 0.016，S 0.010；860～880℃油淬后回火，1—回火炉冷，2—回火油冷；毛坯直径 15 mm





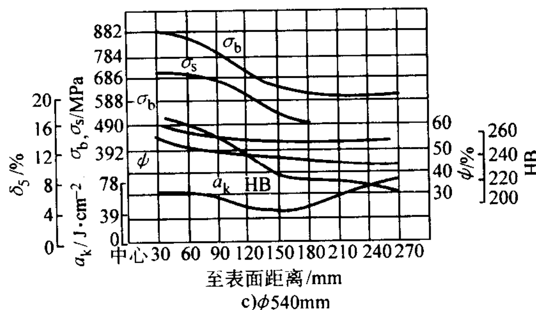


图 13.2-118　力学性能与截面尺寸和位置的关系

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.33，Mn 0.93，Cr 1.00，Mo 0.20，P 0.016，S 0.010；870～880℃正火，860～880℃油淬，580～590℃回火炉冷

(4) 工艺性能（表 13.2-176，表 13.2-177 和图 13.2-119）

表 13.2-176　40CrMnMo 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150～1 200	1 130～1 170	≥350	ϕ≥60 mm 堆冷，缓冷

表 13.2-177　40CrMnMo 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	回火
温度/℃	820～850	850～880	660～680	840～860	500～650	290～320
冷却	炉内	空气	空气	油	油或水	油或空气
硬度 HB	≤217	≤321	≤241		按需要	按需要

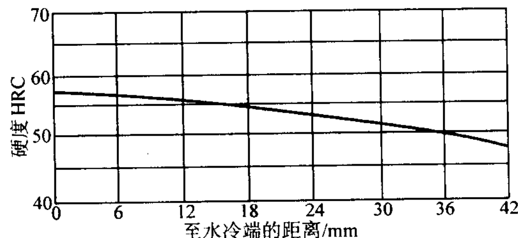


图 13.2-119　淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.33，Mn 0.93，Cr 1.00，Mo 0.20，P 0.016，S 0.010；850℃加热端淬

2.4.20　40CrNi

40CrNi 钢在调质状态有良好的综合力学性能，低温冲击韧性良好，回火脆性不大。根据淬透性曲线计算，水淬到半马氏体硬度（43～47HRC），可淬透 ϕ40 mm，油淬时，可淬透 ϕ25 mm 左右。此钢焊接性能不好，切削加工性好。这种钢主要用于制造曲轴、轴、齿轮、连杆等零件。

(1) 化学成分（表 13.2-178）

表 13.2-178　40CrNi 钢化学成分　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P、S
0.37～0.44	0.17～0.37	0.50～0.80	0.45～0.75	1.00～1.40	≤0.035

注：摘自 GB 3077—88。

（2）物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-179。

表 13.2-179 40CrNi 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
735	768	701	660

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.41，Si 0.31，Mn 0.71，Cr 0.63，Ni 1.21。

密度：7.28 g/cm³。

线胀系数：表 13.2-180。

表 13.2-180 40CrNi 钢线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.9	13.4	14.1	14.6	14.9	15.1

热导率：表 13.2-181。

表 13.2-181 40CrNi 钢热导率

温度/℃	100	200	300	400
$\lambda/W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	44.80	42.71	41.03	39.36

（3）力学性能（表 13.2-182 ~ 表 13.2-186 和图 13.2-120）

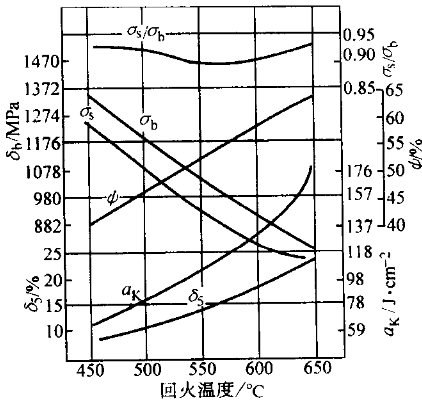


图 13.2-120 不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.40，Mn 0.60，Cr 0.53，Ni 1.25；830℃油淬，回火水冷

表 13.2-182 40CrNi 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²	备注
		MPa		%			
25	820℃油淬，500℃回火水或油冷	≥980	≥784	≥10	≥45	≥68.6	①
25	820℃油淬，500℃回火水冷	980 ~ 1 245 / 1 115	843 ~ 1 155 / 1 020	11 ~ 19 / 14.3	45 ~ 61 / 53.8	68.6 ~ 137 / 95	49 炉钢

① 摘自 GB/T 3077—1999。

注：分子为数据范围，分母为平均值。

表 13.2-183 40CrNi 钢不同尺寸钢坯调质后的力学性能

钢坯直径 /mm	热处理制度	取样位置	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²	σ_s/σ_b
			MPa		%			
25	870℃保温 2 h，油淬；500℃保温 4 h，水冷	中心	997	943	15.0	60.2	126.4	0.95
50		中心	980	951	16.4	60.5	134.3	0.97
70		中心	848	657	20.8	62.2	140.1	0.77
100	870℃保温 4 h，油淬；500℃保温 4 h，水冷	接近表面	838	605	22.2	63.0	126.4	0.72
		中心	858	634	21.1	60.7	137.2	0.74
130		接近表面	867	605	19.5	58.0	120.5	0.70
		中心	853	593	19.6	60.0	108.8	0.70
		横向	843	598	17.5	54.0	102.9	0.71
25	870℃保温 2 h，水淬；500℃保温 4 h，水冷	中心	1 058	1 024	15.8	61.0	122.5	0.96
50		中心	1 009	951	14.8	59.0	122.5	0.90
70		中心	98.0	81.0	18.2	57.5	11.9	0.83
100	870℃保温 4 h，水淬，500℃保温 4 h，水冷	中心	95.0	75.0	17.6	55.0	10.8	0.79
130		中心	91.0	74.0	16.0	37.0	9.5	0.81

注：1. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.41，Si 0.31，Mn 0.71，Cr 0.63，Ni 1.21%。

2. 调质前钢坯均经 880℃正火。

表 13.2-184 40CrNi 钢疲劳极限

热处理制度	σ_b MPa	σ_{-1}	τ_{-1}
		MPa	
油淬，回火	764	352.8	215.6

表 13.2-185 40CrNi 钢低温冲击韧度

毛坯尺寸 /mm	热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm⁻²					$a_K \leqslant 39.2$ J·cm⁻²时的临界温度/℃
		20	0	-20	-40	-60	
锻饼 ϕ200×30	锻后	49	36.3	26.5	15.7	10.8	0
	退火后	52.9	51.9	44.1	34.3	33.3	-30
	正火后	41.2	71.5	52.9	45.1	37.2	-60
	淬火+回火后	114.7	115.6	115.6	93.1	80.4	低于-60

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.27，Mn 0.68，Cr 0.69，Ni 1.23，Cu 0.24，P 0.021，S 0.021。
2. 数据为两个试样的平均值。

表 13.2-186 40CrNi 钢高温拉伸性能

热处理制度	检验项目	温度/℃				
		20	150	290	425	535
840℃油淬，535℃回火 252HB	σ_b/MPa	814	770	721	603	407
	σ_s/MPa	691	638	623	481	245
	δ_5/%	24.0	20.0	27.0	29.5	30.5

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.36，Si 0.13，Mn 0.67，Cr 0.55，Ni 1.21。

（4）工艺性能（表 13.2-187～表 13.2-189 和图 13.2-121～图 13.2-123）

表 13.2-187 40CrNi 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180	1 150	850	ϕ≥75 mm 缓冷

表 13.2-188 40CrNi 钢热处理工艺参数

项目	退火	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	810～830	670～690	840～860	670～690	820～840	500～650
冷却	炉冷到 600℃后可空冷	炉冷	空气	空冷	油	水或油
硬度 HB	≤207	≤241		≤241		按需要

表 13.2-189 40CrNi 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250
晶粒度级别	10	10～9	9～8	8	8～7	7～6	7～6	6～5	5～4

注：在不同温度保温 30 min；用直接浸蚀法显示晶粒大小。

2.4.21 45CrNi

45CrNi 钢的性能与 40CrNi 钢基本相同，但是，由于碳含量稍高，所以有更高些的强度和淬透性。45CrNi 钢主要用来制造截面尺寸较大的轴类或其他较重要的调质零件。

（1）化学成分（表 13.2-190）

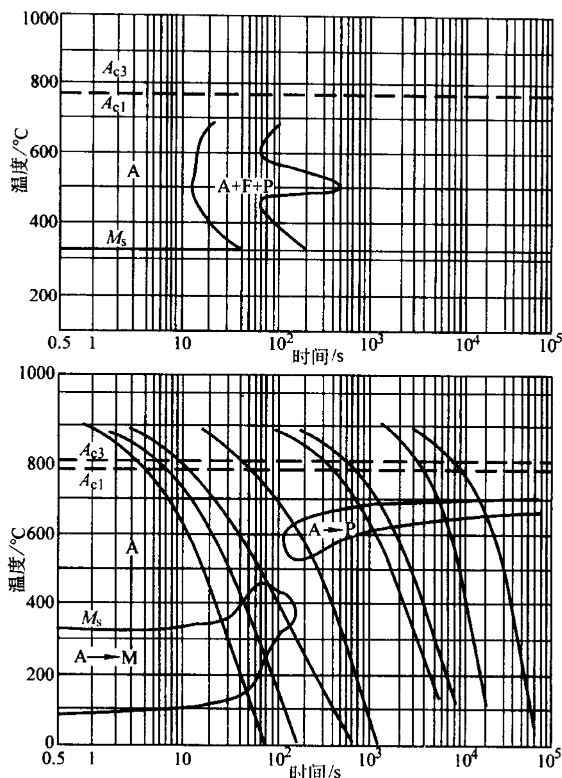


图 13.2-121 等温转变曲线和连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.25，Mn 0.60，Cr 0.85，Ni 1.16，P 0.013，S 0.022；奥氏体化温度 820～850℃

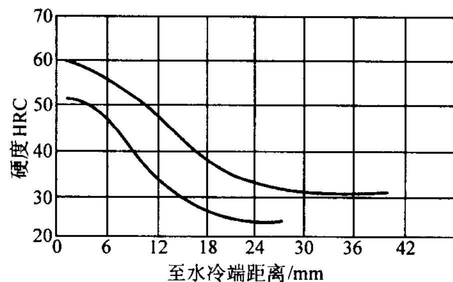


图 13.2-122 淬透性带

用钢成分在标准规定范围内；晶粒度 8～10 级；850℃正火，820℃加热端淬；58 炉钢

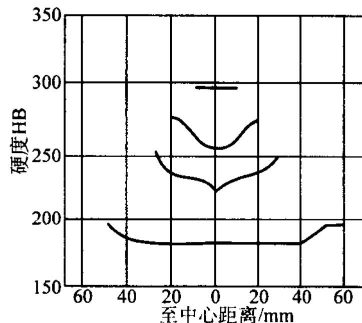


图 13.2-123 不同截面钢坯调质后的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.31，Mn 0.71，Cr 0.63，Ni 1.21；880℃正火，870℃油淬，500℃回火，水冷

表 13.2-190 45CrNi 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P、S
0.42～0.49	0.17～0.37	0.50～0.80	0.45～0.75	1.00～1.40	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（参阅 40CrNi 钢）

（3）力学性能（表 13.2-191，表 13.2-192 和图 13.2-124）

表 13.2-191　45CrNi 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	820℃油淬，530℃回火，水或油冷	≥980	≥784	≥10	≥45	≥68.6	①
25	820℃ × 40 min 油淬，530℃ × 40 min 水冷	1 030 ~ 1 265 / 1 078	1 240 ~ 1 160 / 105	11.5 ~ 17 / 12.9	45 ~ 58.5 / 57	70 ~ 114 / 104	50 炉钢
85 ~ 100	850℃水淬（水温 35 ~ 50℃）；640℃回火，水冷	918 ~ 990 / 954	750 ~ 838 / 777	14.4 ~ 16 / 14.9	53.7 ~ 55.1 / 54.7	62 ~ 67 / 65	2 件，4 个试样②
112	850℃水淬（水温 50℃）；640℃回火水冷	843 ~ 1 125 / 1 020	622 ~ 993 / 857	11.2 ~ 21 / 15.5	49.7 ~ 59.2 / 53.9	74 ~ 115 / 88	4 件，8 个试样②

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.40 ~ 0.50、Si 0.24 ~ 0.32、Mn 0.60 ~ 0.70、Cr 0.53 ~ 0.66、Ni 1.18 ~ 1.38、P 0.011 ~ 0.023、S 0.003 ~ 0.010。

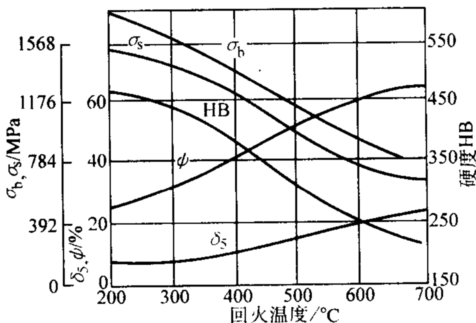


图 13.2-124　不同温度回火后的力学性能

（用钢成分在规定范围内；815℃油淬）

表 13.2-192　45CrNi 钢调质后的低温冲击韧度

热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}			
	室温	-20	-40	-60
850℃油淬，640℃回火水冷	120.5	71.5	56.8	58.8
820℃油淬，530℃回火水冷	115.6	102.9	98	

（4）工艺性能（参阅 40CrNi 钢）

2.4.22　40CrNiMoA

40CrNiMoA 钢是优良调质钢之一。钢在调质状态有很好的综合力学性能，低温冲击韧性也很高，淬火低温回火后或高温回火后都有较高的疲劳强度和低的缺口敏感度。一般认为此钢无回火脆性。此钢淬透性中等，当淬硬到半马氏体硬度时（45HRC），水淬临界直径为 $\phi \geqslant 100$ mm，油淬临界直径为 $\phi \geqslant 75$ mm；当淬硬到 90% 马氏体时，水淬临界直径为 $\phi 80 \sim 90$ mm，油淬临界直径为 $\phi 55 \sim 65$ mm。调质状态时切削加工性为 45%。该钢主要是调质后用来制造截面较大的零件，例如曲轴、轴、连杆、齿轮、螺栓及其他受力较大、形状复杂的零件；在低温回火后或等温淬火后可以当作超高强度钢使用。

（1）化学成分（表 13.2-193）

表 13.2-193　40CrNiMoA 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.37 ~ 0.44	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.60 ~ 0.90	1.25 ~ 1.65	0.15 ~ 0.25	≤0.025	≤0.025

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-194。

表 13.2-194　40CrNiMoA 临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	M_s	备注
760	810	690	334	①
760	790	680	308	②

① 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.37，Si 0.28，Mn 0.63，Cr 0.76，Ni 1.40，Mo 0.14，P 0.018，S 0.008。

② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.44，Si 0.19，Mn 0.62，Cr 0.62，Ni 1.38，Mo 0.20，P 0.017，S 0.013。

弹性模量 E：204 000 MPa。

线胀系数：表 13.2-195。

表 13.2-195　40CrNiMoA 线胀系数

温度/℃	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700
α_l/10^{-6}K^{-1}	11.4	13.2	14.0	14.4	14.7	15.0

（3）力学性能（表 13.2-196 ~ 表 13.2-200 和图 13.2-125 ~ 图 13.2-129）

表 13.2-196　40CrNiMoA 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	850℃油淬，600℃回火，水或油冷	≥980	≥833	≥12	≥55	≥98	①
	850℃油淬，600℃回火水冷	980 ~ 1 325 / 1 100	1 140 ~ 916 / 1 006	13 ~ 19 / 16.3	55.5 ~ 62.5 / 56.7	990 ~ 143 / 116	37 炉钢
	850℃油淬，570℃回火水冷	1 060 ~ 1 285 / 1 155	960 ~ 1 105 / 1 029	13 ~ 18 / 15.6	50 ~ 64 / 59.5	853 ~ 172 / 126	28 炉电渣钢

续表 13.2-196

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²	备注
		MPa		%			
25	850℃油淬，620℃回火	1 010	882	18	60	137	②
	850℃油淬，620℃回火	1 070	941	14	58	118	③

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.28，Mn 0.63，Cr 0.76，Ni 1.40，Mo 0.14，P 0.018，S 0.008。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.19，Mn 0.62，Cr 0.62，Ni 1.38，Mo 0.20，P 0.017，S 0.013。

表 13.2-197　40CrNiMoA 钢不同截面钢坯调质后的力学性能

钢坯直径/mm	热处理制度	取样位置	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²	HRC	$\sigma_{0.2}/\sigma_b$
			MPa		%				
25	860℃油淬（ϕ25 mm 保温 60 min，ϕ60 mm 保温 120 min，ϕ90 mm 保温 150 min，ϕ120 mm 保温 210 min），600℃回火水冷	心部	1 140	1 090	15.0	55.0	112.8	35	0.95
60		心部	848	686	19.0	60.5	139.3	26	0.81
90		接近表面	829	667	18.0	59.5	152	25.5	0.81
		心部	839	706	18.0	59.0	137.3	26	0.84
120		接近表面	824	657	19.5	59.5	147.1	24.5	0.80
		(1/2) *R*	814	662	19.0	60.5	157.9	24.5	0.81
		心部	829	647	20.5	61.0	146.1	25	0.83

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.30，Mn 0.60，Cr 0.71，Ni 1.43，Mo 0.22，P 0.016，S 0.008。
2. 试验方法：将具有锥度 1:100 的 ϕ25 ~ 25.5 mm 试棒放入不同截面钢坯的中心，(1/2) *R* 和接近边缘处，淬火后取出试棒，再将试棒回火，最后加工成标准试样。

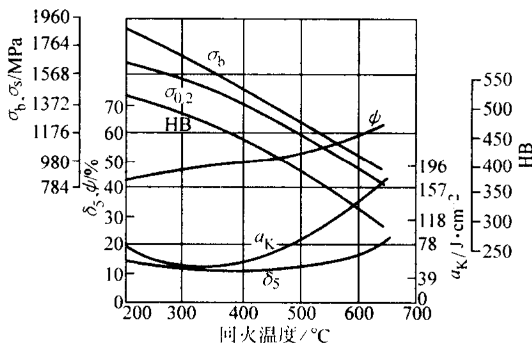


图 13.2-125　不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.29，Mn 0.63，Cr 0.75Ni 1.44，Mo 0.28；850℃加热，油淬

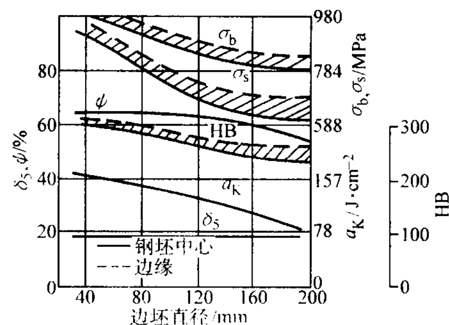


图 13.2-126　不同尺寸钢材热处理后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.35，Si 0.37，Mn 0.49，Cr 0.81，Ni 1.51，Mo 0.30，S 0.02；860℃正火，660℃回火空冷，850℃油淬，620℃回火

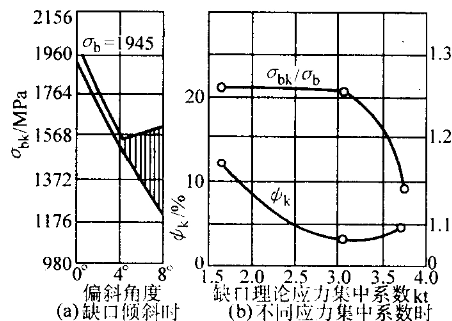


图 13.2-127　缺口倾斜时和不同应力集中系数时的缺口抗拉强度与塑性的关系
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.33，Mn 0.63，Cr 0.71，Ni 1.34，Mo 0.20，P 0.024，S 0.006；850℃油淬，200℃回火

表 13.2-198　图 13.2-128 用钢成分（质量分数）及热处理制度　%

热处理制度	σ_b	σ_s	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
	MPa									
850℃油淬，200℃回火空冷	1 875	1 595	0.39	0.33	0.60	0.79	1.52	0.19	0.009	0.005
850℃油淬，400℃回火空冷	1 545	1 400								
850℃油淬，520℃回火空冷	1 115	1 100								
850℃油淬，650℃回火空冷	981		0.40	0.33	0.63	0.71	1.34	0.20	0.024	0.006

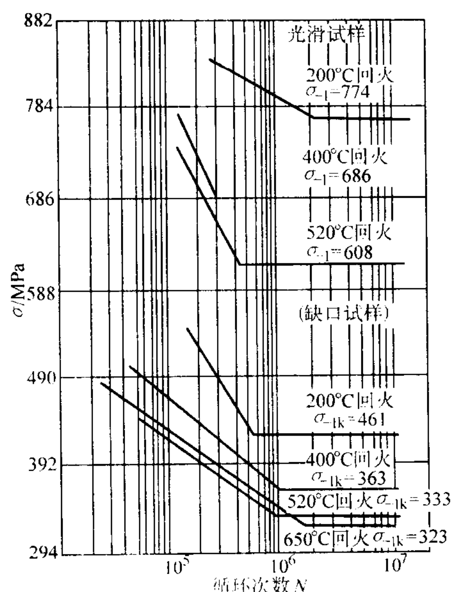


图 13.2-128　不同温度回火后的疲劳极限曲线

疲劳试验用莫尔型试样，在莫尔试验机上进行；光滑试样的工作部位经纵向磨削；缺口试样的缺口半径 $r = 1$ mm，缺口理论应力集中系数 $K_t = 1.65$

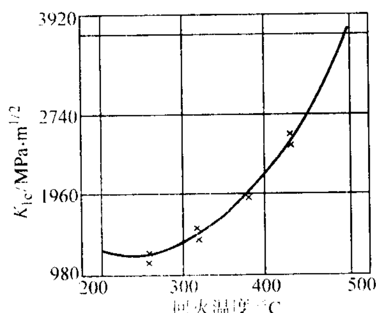


图 13.2-129　断裂韧度与回火温度的关系

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.36，Mn 0.63，Cr 0.73，Ni 1.52，Mo 0.19，P 0.021，S 0.007；860℃油淬，500℃回火的试样尺寸略小

表 13.2-199　40CrNiMoA 钢低温冲击韧度

热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}			
	0	-20	-40	-60
860℃油淬，620℃回火	121.6	106.9	107.9	80.4
	110.8	104	94.1	85.3
	111.8	116.7	106.9	76.5

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.30，Mn 0.60，Cr 0.71，Ni 1.43，Mo 0.22，P 0.016，S 0.008

表 13.2-200　40CrNiMoA 钢高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K/J·cm^{-2}
860℃油淬，580℃回火	20	1 069	951	15.6	58.0	78.5
	200					104
	250	1 010	834	13.0	47.0	108.9
	350	1 010	814	7.2	53.2	
	400	951	775	17.0	63.1	84.3
	500	696	677	18.0	80.1	53.9

（4）工艺性能（表 13.2-201～表 13.2-203 和图 13.2-130～图 13.2-133）

表 13.2-201　40CrNiMoA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 150	850	缓冷

表 13.2-202　40CrNiMoA 钢热处理工艺参数

项目	退火	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	840～880	650～680	860～920	670～700	840～860	500～650 200～260
冷却	炉冷或缓冷	炉冷	空气	空气	油	空气
硬度 HB	≤269	≤269		≤269		按需要

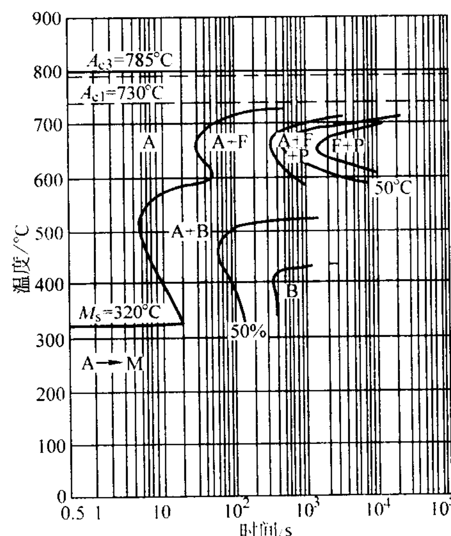


图 13.2-130　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.24，Mn 0.69，Cr 0.76，Ni 1.44，Mo 0.19，Cu 0.10，P 0.020，S 0.007；晶粒度 8～7 级；奥氏体化 840℃20 min

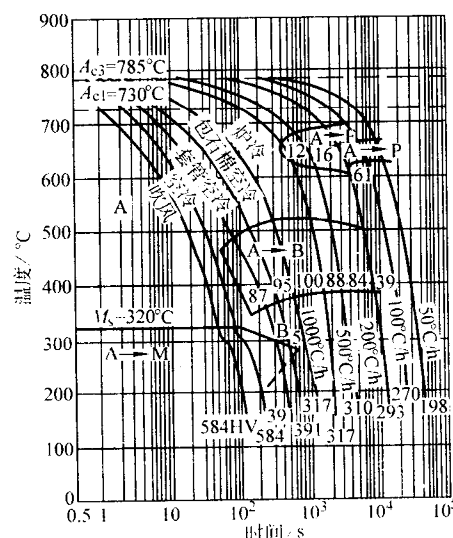


图 13.2-131　连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.24，Mn 0.69，Cr 0.76，Ni 1.44，Mo 0.19，Cu 0.10，P 0.020，S 0.007；晶粒度 8～7 级；奥氏体化 840℃20 min

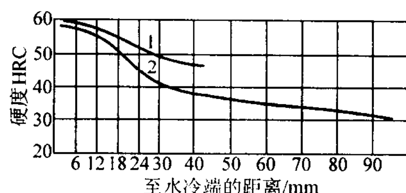


图 13.2-132　淬透性曲线

1—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.38，Si 0.29，Mn 0.63，Cr 0.75，Ni 1.44，Mo 0.28；850℃加热端淬；

2—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.30，Mn 0.60，Cr 0.71，Ni 1.43，Mo 0.22，P 0.020，S 0.008；860℃加热端淬

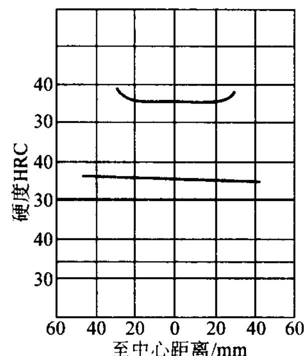


图 13.2-133　不同尺寸钢坯油淬后的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.30，Mn 0.60，Cr 0.71，Ni 1.43，Mo 0.22，P 0.020，S 0.008；860℃加热

2.4.23　45CrNiMoVA

45CrNiMoVA 钢强度高，淬透性亦较高。它主要用来制造震动载荷条件下工作的减震器，例如重型汽车和牵引车的弹性轴、扭力轴等。由于钢中含有铬、钼、钒等合金元素，钢的回火稳定性较高，在 450℃回火时仍然保持抗拉强度 1 470 MPa 以上，并有足够的韧性。此钢油淬时，可淬透直径 60 mm（95%马氏体）。当硬度为 187 ~ 241HB 时，相对切削加工性约为 45%。

表 13.2-203　40CrNiMoA 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250
晶粒度级别	11	11	10	10	10 ~ 8	8 ~ 7	8 ~ 6	7 ~ 6	6 ~ 5

注：保温 30 min，直接浸蚀法。

(1) 化学成分（表 13.2-204）

表 13.2-204　45CrNiMoVA 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S
0.42 ~ 0.49	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.80 ~ 1.10	1.30 ~ 1.80	0.20 ~ 0.30	0.10 ~ 0.20	≤0.025	≤0.025

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-205。

表 13.2-205　45CrNiMoVA 临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
720	825	295

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.44，Si 0.28，Mn 0.66，Cr 0.98，Ni 1.35，Mo 0.29，V 0.17，Cu 0.19；奥氏体化 860℃20 min。

(3) 力学性能（表 13.2-206 ~ 表 13.2-209 和图 13.2-134）

表 13.2-206　45CrNiMoVA 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K /J·cm^{-2}	HRC	备注
	860℃油淬，460℃回火油冷	≥1 470	≥1 323	≥7	≥35	≥39		①
	860℃油淬，460℃回火油冷	1 470 ~ 1 635 / 1 550	1 352 ~ 1 580 / 1 465	8 ~ 13 / 11.1	38 ~ 55 / 48.8	39 ~ 74 / 58		50 炉钢
	860℃ × 60 min 油淬，460℃ × 120 min 回火油冷	1 480 ~ 1 640 / 1 554	1 340 ~ 1 565 / 1 473	9 ~ 14 / 11.5	36.5 ~ 59 / 50.7	39 ~ 103 / 62		40 炉电渣钢
试样	860℃油淬，250℃ × 180 min 回火油冷	1 985	1 740	9.0	37.7	32.3	53	②
试样	860℃油淬，300℃ × 180 min 回火油冷	1 855	1 655	9.0	40.0	32.3	51.7	②
试样	860℃油淬，350℃ × 120 min 回火油冷	1 855	1 660	8.7	39.0	34.3	51.3	②
试样	860℃油淬，380℃ × 120 min 回火油冷	1 815	1 610	10.0	44.5	33.3	49.5	②
试样	860℃油淬，410℃ × 120 min 回火油冷	1 635	1 535	9.7	43.0	37.7	47.2	②
试样	860℃油淬，430℃ × 120 min 回火油冷	1 590	1 500	11.0	47.7	42.2	46.6	②
试样	860℃油淬，460℃ × 120 min 回火油冷	1 535	1 460	11.7	48.2	43.2	44.7	②
试样	860℃油淬，490℃ × 120 min 回火油冷	1 475	1 410	11.5	48.2	49.0	43.8	②
试样	860℃油淬，520℃ × 120 min 回火油冷	1 425	1 365	12.5	46.5	53	43.2	②
试样	860℃油淬，550℃ × 120 min 回火油冷	1 390	1 330	13.2	47.5	53.9	42.5	②
试样	860℃油淬，580℃ × 120 min 回火油冷	1 355	1 290	13.7	49.5	60.8	41.0	②

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② ϕ22 mm 试棒经过 880℃正火和 690℃高温回火之后，加工成试样（留有余量）再正式热处理；用钢成分 (%)：C 0.46，Si 0.29，Mn 0.66，Cr 0.96，Ni 1.55，Mo 0.24，V 0.14，P 0.014，S 0.004。

表 13.2-207 45CrNiMoVA 钢热处理后的力学性能

<table>
<tr><td rowspan="2">热处理毛坯尺寸/mm</td><td rowspan="2" colspan="2">热处理制度</td><td>σ_b</td><td>σ_s</td><td>δ_5</td><td>ψ</td><td rowspan="2">a_K /J·cm^{-2}</td><td rowspan="2">HRC</td></tr>
<tr><td colspan="2">MPa</td><td colspan="2">%</td></tr>
<tr><td rowspan="2">ϕ40×2 100</td><td colspan="2">870℃×100 min 油淬，410℃×210 min 回火油冷</td><td>156~158 / 157</td><td>139.4~146.1 / 143</td><td>10 / 10</td><td>42.5~38.8 / 40.6</td><td>4.5~3.8 / 4.2</td><td>44.3~47.9① / 45.4</td></tr>
<tr><td colspan="2">870℃×200 min 油淬，410℃×210 min 回火油冷</td><td>156~160 / 158</td><td>139~144 / 142</td><td>9~10.6 / 9.8</td><td>39.7~44.2 / 41.9</td><td>4.6~3.9 / 4.3</td><td>43.8~47.5① / 44.4</td></tr>
<tr><td rowspan="3">ϕ55×2 190</td><td rowspan="3">870℃×120 min 油淬，430℃×240 min 回火空冷</td><td>大头</td><td>1 473</td><td>1 380</td><td>12.0</td><td>47.6</td><td>49</td><td>45</td></tr>
<tr><td>中部</td><td>1 450</td><td>1 350</td><td>11.9</td><td>51.0</td><td>49</td><td>44.5</td></tr>
<tr><td>小头</td><td>1 440</td><td>1 350</td><td>12.4</td><td>47.9</td><td>52</td><td>44.0</td></tr>
</table>

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 硬度为旧值。

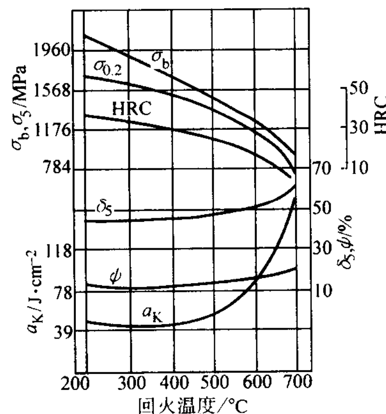


图 13.2-134 不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.27，Mn 0.70，Cr 1.01，Ni 1.70，Mo 0.17，V 0.13，P 0.022，S 0.005；860℃油淬，回火油冷

表 13.2-208 45CrNiMoVA 钢回火脆性倾向

<table>
<tr><td rowspan="2" colspan="3">热处理制度</td><td colspan="6">下列温度（℃）回火后的 a_K/J·cm^{-2}</td></tr>
<tr><td>200</td><td>300</td><td>400</td><td>500</td><td>600</td><td>700</td></tr>
<tr><td rowspan="3">860℃油淬</td><td rowspan="3">回火</td><td>水冷</td><td>64.7</td><td>47.1</td><td>47.1</td><td>56.9</td><td>91.2</td><td></td></tr>
<tr><td>空冷</td><td>49</td><td>44.1</td><td>47.1</td><td>53.9</td><td>93.2</td><td>175.5</td></tr>
<tr><td>炉冷</td><td>66.7</td><td>44.1</td><td>48.1</td><td>48.1</td><td>98.1</td><td>171.6</td></tr>
</table>

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.27，Mn 0.70，Cr 1.01，Ni 1.70，Mo 0.17，V 0.13，P 0.022，S 0.005。

表 13.2-209 45CrNiMoVA 钢低温冲击韧度

<table>
<tr><td rowspan="2">热处理制度</td><td colspan="5">下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}</td><td rowspan="2">备注</td></tr>
<tr><td>20</td><td>0</td><td>-20</td><td>-40</td><td>-60</td></tr>
<tr><td>860℃油淬，430℃回火油冷</td><td>39.2</td><td>38.2</td><td>37.8</td><td>35.3</td><td>34.3</td><td>①</td></tr>
<tr><td>860℃油淬，460℃回火油冷</td><td>58.8</td><td></td><td></td><td>43.2</td><td>44.1</td><td>②</td></tr>
</table>

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.46，Si 0.29，Mn 0.66，Cr 0.96，Ni 1.55，Mo 0.24，V 0.14，P 0.014，S 0.004。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.27，Mn 0.70，Cr 1.01，Ni 1.70，Mo 0.17，V 0.13，P 0.022，S 0.005。

(4) 工艺性能（表 13.2-210~表 13.2-212 和图 13.2-135~图 13.2-137）

表 13.2-210 45CrNiMoVA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180	1 150	850	缓冷

2.4.24 30CrNi3

30CrNi3 钢淬火低温回火后和高温回火后都具有良好的综合力学性能。该钢淬透性好，切削加工性能良好，有白点敏感性，有回火脆性倾向，焊接性不好。此钢通常用于制造重要的较大截面的零件，例如曲轴、连杆、齿轮、轴、蜗杆、螺栓等。

表 13.2-211 45CrNiMoVA 钢热处理工艺参数

项目	等温退火	退火	正火	高温回火	淬火	回火 (1)	回火 (2)	回火 (3)
温度/℃	930	670	880	670	870~900	250~430	390~470	500~650
冷却	于 660℃等温后空冷	炉冷至 500℃空冷	空冷	空冷	油	油或空冷	油或空冷	油或空冷
硬度 HB	≤255	≤269		≤269		按需要	495~388	按需要

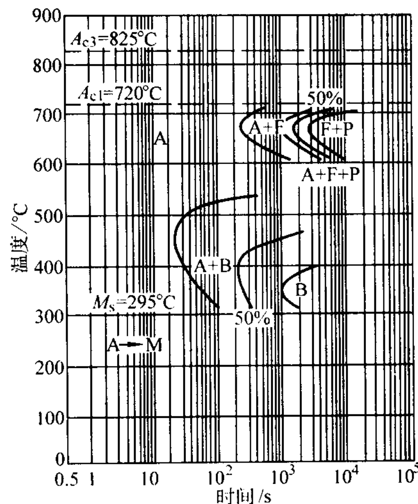


图 13.2-135　45CrNiMoVA 钢等温转变曲线
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.44，Si 0.28，Mn 0.66，Cr 0.98，Ni 1.35，Mo 0.29，V 0.17，Cu 0.19，P 0.014，S 0.016；奥氏体化 860℃×20 min

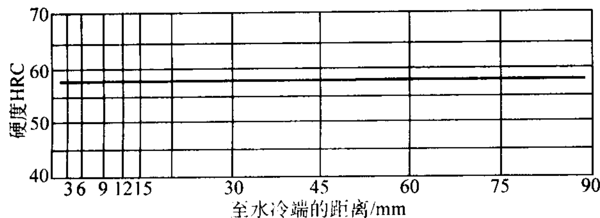


图 13.2-136　45CrNiMoVA 钢淬透性曲线
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.46，Si 0.29，Mn 0.66，Cr 0.96，Ni 1.55，Mo 0.24，V 0.14，P 0.014，S 0.004；880℃正火，870℃加热

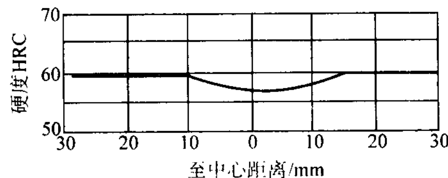


图 13.2-137　45CrNiMoVA 钢淬火后的硬度沿截面分布
用钢成分（质量分数）（%）：C 0.45，Si 0.27，Mn 0.70，Cr 1.01，Ni 1.70，Mo 0.17，V 0.13，P 0.022，S 0.005；ϕ60 mm 圆钢 880℃油淬

表 13.2-212　45CrNiMoVA 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	930	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
晶粒度级别	8	8	7～8		6～7	5～4	4～5	3～4	2

注：氧化法。

(1) 化学成分（表 13.2-213）

表 13.2-213　30CrNi3 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.27～0.33	0.17～0.37	0.30～0.60	0.60～0.90	2.75～3.15	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-214。

比热容：表 13.2-215。

表 13.2-214　30CrNi3 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
699	749	649	621

表 13.2-215　30CrNi3 钢比热容

温度/℃	24	204	512
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	464.73	544.28	640.58

密度 ρ：7.768 g/cm^3。

弹性模量 E：207.760 GPa。

切变模量 G：83 GPa。

线胀系数：表 13.2-216。

热导率：表 13.2-217。

表 13.2-216　30CrNi3 钢线胀系数

温度/℃	25～100	25～200	25～400	24～600
α_l/10^{-6}K^{-1}	11.6	13.2	13.4	13.5

表 13.2-217　30CrNi3 钢热导率

温度/℃	200	300	400	600
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	37.68	36.01	34.75	32.66

(3) 力学性能（表 13.2-218～表 13.2-220 和图 13.2-138、图 13.2-139）

室温力学性能

表 13.2-218　30CrNi3 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K /J·cm^{-2}	备注
25	820℃油淬，500℃回火水冷或油冷	≥980	≥784	≥9	≥45	≥78	①
	820～840℃×60 min 油淬，500～530℃回火水冷	$\frac{1\,009～1\,201}{1\,081}$	$\frac{892～1\,132}{990}$	$\frac{14～20}{16}$	$\frac{53～69.5}{67.3}$	$\frac{91～188}{151}$	50 炉钢
	830℃×60 min 油淬，500～530℃回火水冷	$\frac{1\,029～1\,161}{1\,147}$	$\frac{926～1\,088}{1\,005}$	$\frac{14～18}{16.1}$	$\frac{58.5～67}{64.6}$	$\frac{123～189}{153}$	26 炉电渣钢
	840℃油淬，600℃×30 min 回火油冷	897.3	814	20.0	68.0	147.1	②
	840℃油淬，600℃×120 min 回火油冷	882.6	784.6	22.5	66.0	152	

续表 13.2-218

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
25	840℃油淬，625℃×30 min 回火油冷	882.6	794.4	21.0	67.5	161.8	②
	840℃油淬，625℃×120 min 回火油冷	872.8	725.7	24.0	65.0	171.6	
	840℃油淬，650℃×30 min 回火油冷	843.4	686.5	22.5	65.0	196.1	
	840℃油淬，650℃×120 min 回火油冷	823.8	706.1	23.0	65.0	176.5	
	840℃油淬，675℃×30 min 回火油冷	853.2		24.0	66.0	186.3	
	840℃油淬，675℃×120 min 回火油冷	804.2	598.2	24.0	67.5	181.4	
25（取自50棒材）	840℃油淬，650℃×120 min 回火油冷	808.1	673.7	23.8	67.2	199.082 1	
	840℃油淬，675℃×120 min 回火油冷	802.2	619.8	25.9	68.0	181.429 5	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.27，Mn 0.40，Cr 0.85，Ni 2.95。

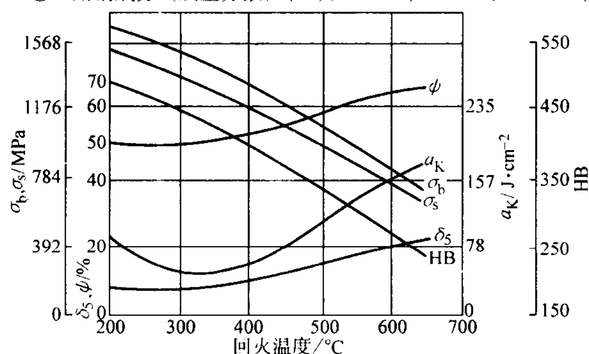


图 13.2-138　不同温度回火后的力学性能

用钢成分在标准范围之内；820℃油淬，回火油冷

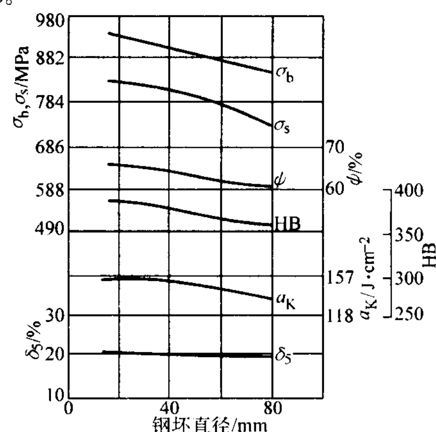


图 13.2-139　不同尺寸钢坯热处理后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 0.52，Cr 0.7，Ni 2.87，P 0.027，S 0.020；820℃油淬，580～600℃回火空冷

表 13.2-219　30CrNi3 钢疲劳极限

σ_b/MPa	1 304.3	1 049.3	931.7	833.6
σ_{-1}/MPa	500.2	480.5	411.9	372.7

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.35，Cr 0.70，Ni 3.57。

表 13.2-220　低温力学性能

温度/℃			20	-40	-70	备注	热处理制度		-183℃时的性能 σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
									MPa		%		/J·cm^{-2}	
a_K /J·cm^{-2}	820℃油淬，不同温度回火	200℃	79.4	76.5	72.6	①	840℃油淬，不同温度回火120 min 油冷	600℃	1 255.3	1 118	26.0	53.0	29.4	②
		250℃	80.4	69.6	73.6			625℃	12 163	1 078.8	28.0	55.0	45.1	
		300℃	60.8	44.1	37.7			650℃	1 176.8	1 088.6	27.5	60.0	53	
		400℃	51	37.7	27.5			675℃	1 191.6	941.5	25.5	54.6	59.8	
		500℃	122.6	87.3	71.6			650℃③	1 176.8	1 029.7	26.1	53.3	51	
		600℃	192.2	182.4	179.5			675℃③	1 153.3	961.1	27.0	56.5	62.8	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.28，Si 0.13，Mn 0.38，Cr 0.78，Ni 2.99，P 0.024，S 0.015。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.27，Mn 0.40，Cr 0.85，Ni 2.95。

③ 这两个温度试验试样取自 ϕ50 mm 材，其余为 ϕ20 mm 材。

(4) 工艺性能（表13.2-221、表13.2-222和图13.2-140、图13.2-141）

表13.2-221　30CrNi3钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 150	≥850	缓冷

表13.2-222　30CrNi3钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	氰化	氰化后回火	感应加热淬火后回火
温度/℃	810~830	840~860	650~680	820~840	500~650	810~830	160~200	180~200
冷却	缓冷	空气	空气	油	水或油	油	空气	空气
硬度 HB	≤241		≤241		按需要		表面≥58HRC 心部450	表面≥56HRC 心部≤300

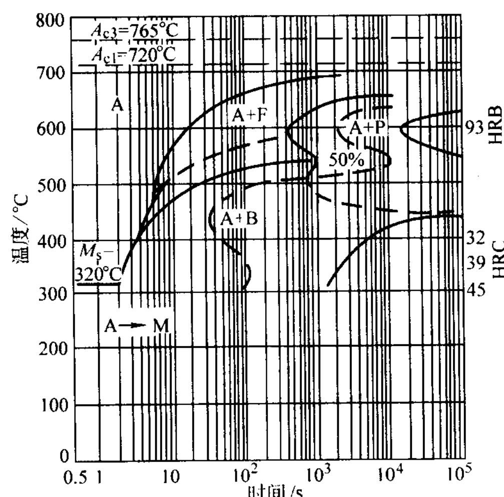


图13.2-140　30CrNi3钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.20，Mn 0.30，Cr 0.69，Ni 2.95；奥氏体化温度850℃

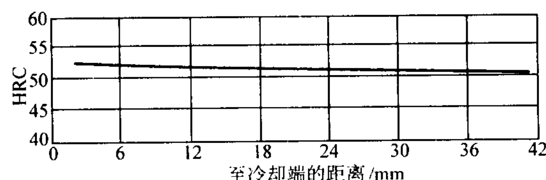


图13.2-141　曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Mn 0.42，Cr 0.65，Ni 3.15；晶粒度7~8级；870℃加热端淬

2.4.25　30CrMnSiA

30CrMnSiA钢淬火、回火后具有很高的强度和足够的韧性，淬透性也好，水淬时的临界淬透直径为40~60 mm（95%马氏体），油淬时的为25~40 mm（95%马氏体）。这种钢既可以低温回火使用，亦可以高温回火后使用。如果要求具有较高的冲击韧性，应该在550℃以上回火。对于小于25 mm的零件，最好采用350℃等温淬火方法进行热处理，这样能够获得下贝氏体组织，使强度和韧性得到最好的配合，并减小变形量。等温淬火与通常调质处理相比较，虽然屈服强度、尤其是比例极限下降较多（40HRC时，σ_p下降约30%），但在静载荷或一次冲击载荷下及静弯曲条件下，都具有较低的缺口敏感度和裂纹敏感度；在交变载荷下亦有较低的缺口敏感度。

30CrMnSiA钢同25CrMnSiA钢一样，在250~380℃和460~650℃范围内有回火脆性倾向。30CrMnSiA钢的横向性能比纵向差，特别是冲击韧性相差更大些。此钢冷变形中等，焊接性能良好，但厚度大于3 mm时，只有中等的焊接性能，焊接时要预热到150℃，焊后及时进行热处理。切削性能良好，当硬度为120~220HB时，加工系数为0.95；为302~320HB时，为0.5。

可以用30CrMnSiA钢来制造高压鼓风机叶片、阀板、离合器摩擦片、螺栓、螺帽、轴、齿轮、轴套等，以及温度不高而要求耐磨的零件。

(1) 化学成分（表13.2-223）

表13.2-223　30CrMnSiA钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	P	S
0.28~0.34	0.90~1.20	0.80~1.10	0.80~1.10	≤0.025	≤0.025

注：摘自GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表13.2-224。

表13.2-224　30CrMnSiA钢临界点（近似值）　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	备注
760	830	705	670		
780	855			352	①

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.29，Si 1.0，Mn 0.85，Cr 0.90，Ni 0.15，P 0.016，S 0.023。

密度：7.75 g/cm^3。

线胀系数：表13.2-225。

表13.2-225　30CrMnSiA钢线胀系数

温度/℃	16~100	16~200	16~300	16~400	16~500	16~600	16~700	16~800	16~900
$a_l/10^{-6}K^{-1}$	11.0	11.72	12.92	13.62	13.9	14.22	14.53	13.43	12.73

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 1.0，Mn 0.93，Cr 0.95，Ni 0.05，Cu 0.05，P 0.014，S 0.007。

比热容：表13.2-226。

表13.2-226　30CrMnSi钢比热容

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
$c/J\cdot kg^{-1}\cdot k^{-1}$	473.10	519.16	581.97	644.77	699.20	766.18	841.55

弹性模量：表13.2-227。

表13.2-227　30CrMnSi钢弹性模量

温度/℃	20	100	200	300
E/GPa	211.635	207.908	203.986	199.082

热导率：表13.2-228。

表13.2-228　30CrMnSi钢热导率

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	27.63	29.31	30.56	30.56	30.56	29.52	28.68	27.21	25.33	24.62

(3) 力学性能（表13.2-229~表13.2-236和图13.2-142~图13.2-145）

表 13.2-229　30CrMnSi 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	880℃油淬，540℃回火水或油冷	≥1 078	≥833	≥10	≥45	≥49	①
	880℃油淬，520～530℃回火水冷	$\frac{1\,078\sim1\,323}{1\,154}$	$\frac{911\sim1\,225}{1\,063}$	$\frac{10\sim21}{14.7}$	$\frac{45\sim61}{52.5}$	$\frac{49\sim121}{696}$	145 炉钢 C 0.31%～0.32%
	890℃油淬，510℃回火水冷	$\frac{1\,078\sim1\,294}{1\,170}$	$\frac{931\sim1\,215}{1\,088}$	$\frac{11\sim18}{13.9}$	$\frac{46\sim64}{51.2}$	$\frac{49\sim100}{71}$	31 炉平炉钢
	880℃油淬，520℃回火水冷	$\frac{1\,078\sim1\,313}{1\,186}$	$\frac{882\sim1\,205}{1\,106}$	$\frac{10\sim20}{16.5}$	$\frac{45\sim62}{54.5}$	$\frac{49\sim152}{101}$	248 炉电渣钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
①　摘自 GB 3077—88。

表 13.2-230　30CrMnSi 钢等温淬火后的力学性能

热处理制度	硬度 HRC	σ_b	σ_s	σ_p	S_k	δ_5	δ_{10}	ψ_B	ψ	σ_s/σ_b
		MPa				%				
880℃加热，320℃等温 20 min，油冷	46	1 333.8	1 010.1	758.1	2 177.2	12.2	7.5	2.7	49.6	0.76
880℃加热，370℃等温 20 min，油冷	40	1 235.7	1 059.2	782.6	2 187	12.5	7.2	2.3	53.6	0.86
880℃加热，410℃等温 20 min，油冷	37	1 069	792.4	456	1 843.7	24.4	19.4	12.2	45	0.74
880℃加热，450℃等温 20 min，油冷	35	1 078.8	537.4	373.6	1 539.7	20.1	14.9	8.8	30.8	0.51
880℃加热，500℃等温 20 min，油冷	40	1 206.3	626.7	383.5	1 578.9	11.2	7.7	3.9	26.4	0.52
880℃油淬，420℃回火油冷	46	1 529.9	1 323.9			12	9.0	1.5	53.1	0.86
880℃油淬，500℃回火油冷	40	1 245.5	1 176.8	1 000.3			10	2.0	53	0.94
880℃油淬，560℃回火油冷	35	1 078.8	1 000.3				7.52	2.3	53	0.93

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 1.35，Mn 0.92，Cr 0.95，P 0.024，S 0.011。

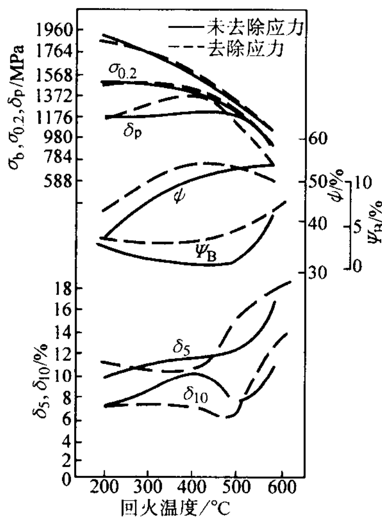


图 13.2-142　30CrMnSi 钢不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 1.35，Mn 0.92，Cr 0.95，P 0.024，S 0.011；900℃油淬，回火油冷

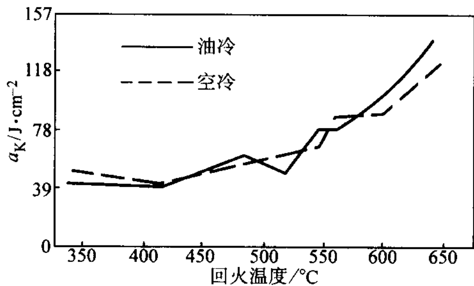


图 13.2-143　回火脆性倾向
870℃油淬，回火后分别油冷和空冷

表 13.2-231　30CrMnSi 钢缺口偏斜拉伸强度

热处理制度	σ_b /MPa	在下列角度下倾斜拉伸的 σ_{bk}/MPa 0°	4°	8°
880℃加热，320℃等温淬火，油冷	1 333.8	2 196.8	1 794.7	485.4
880℃加热，370℃等温淬火，油冷	1 235.7	2 137.9	1 804.5	848.3
880℃加热，450℃等温淬火，油冷	1 078.8	1 412.2	833.6	196.1
880℃油淬，420℃回火，油冷	1 529.9	2 187	1 078.8	299.1

续表 13.2-231

热处理制度	σ_b /MPa	在下列角度下倾斜拉伸的 σ_{bk}/MPa		
		0°	4°	8°
880℃油淬，500℃回火，油冷	1 245.5	2 049.7	1 323.9	392.3
880℃油淬，550℃回火，油冷	1 078.8	1 500.5	1 412.2	598.2

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.32，Si 1.35，Mn 0.92，Cr 0.95，P 0.024，S 0.011。

表 13.2-232 等温淬火与调质处理的钢冲击韧度比较

880℃加热，在下列温度等温淬火后的 a_K/J·cm^{-2}			880℃油淬，在下列温度（℃）等温回火后的 a_K/J·cm^{-2}		
320	370	420	400	500	560
98	147	69 ~ 78	59	69	78

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.32，Si 1.35，Mn 0.92，Cr 0.95，P 0.024，S 0.011。

表 13.2-233 疲劳极限

分组	热处理制度	HRC	σ_b /MPa	σ_{-1}	σ_{-1k}	理论应力集中系数 K_t	疲劳应力集中系数 $K_f=\sigma_{-1}/\sigma_{-1k}$	疲劳缺口敏感度 $q=K_f-1/K_t-1$
				MPa				
Ⅰ	900℃油淬，200℃回火空冷	48	1 912.4	666.9	510	1.65	1.42	0.48
	900℃油淬，390℃回火油冷	45	1 578.9	568.8	421.7	1.65	1.35	0.54
	900℃油淬，490℃回火油冷	35	1 343.6	529.6	358	1.65	1.48	0.74
	900℃油淬，580℃回火油冷	27	1 019.9	451.1	338.3	1.65	1.34	0.52
Ⅱ	880℃油淬，610℃回火油冷	24	975.8	421.7	294.2	1.65	1.43	0.66
Ⅲ	880℃加热，320℃等温，油冷	48	1 333.8	706.1	451.1	1.65	1.56	0.86
	880℃加热，370℃等温，油冷	42	1 235.7	666.9	480.5	1.65	1.38	0.59
	880℃加热，420℃等温，油冷	32	1 098.4	553.1	362.9	1.65	1.52	0.80
Ⅳ	870℃油淬，520℃回火油冷	33	1 059.2	490.4				

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.32，Si 1.35，Mn 0.92，Cr 0.95，P 0.024，S 0.011。
Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ组为莫尔试样；Ⅳ组为圣克型试样（即长试样，ϕ7.52 mm）；Ⅱ组试样磨削后经过 180℃ × 10 h 回火，去应力。

表 13.2-234 不同截面的 30CrMnSiA 钢热处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	淬火冷却介质	取样部位	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC	备注
			MPa		%				
60	水	中心	980.7	814	16	49	88.3	28	①
	油		961.1	804.2	17	55	98.1	27	
80	水	R/2	961.1	725.7	15	47	78.5	27	
	油		912.1	676.7	18	51	88.3	25	
100	水	R/2	882.6	706.1	18	48	49	—	
	油		843.4	559	21	58	78.5	27	
120	水	R/2	872.8	608	17	54	58.8	27	
	油								
40	水	中心	1 088.6	961	14	46	49	33	②
	油		1 029.7	882.6	16	51	68.6	32	
60	水	中心	1 059.2	921.9	16	52	49	32	
	油		961.1	804.2	16	49	49	29	
80	水	R/2	1 029.7	872.8	15	45	49	31	
	油		980.7	823.8	16	47	58.8	30	
100	水	R/2	1 069	961.1	11	31	39.2	23	
	油		970.9	814	12	46	68.6	27	
120	水	R/2	1 029.7	902.2	13	36	39.2	32	
	油		970.9	755.1	15	47	39.2	27	

注：热处理：870℃油淬或水淬，540℃回火。
① 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.29，Si 1.0，Mn 0.85，Cr 0.90，Ni 0.15，P 0.016，S 0.023。
② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.36，Si 1.10，Mn 0.90，Cr 0.96，Ni 0.16，P 0.018，S 0.016。

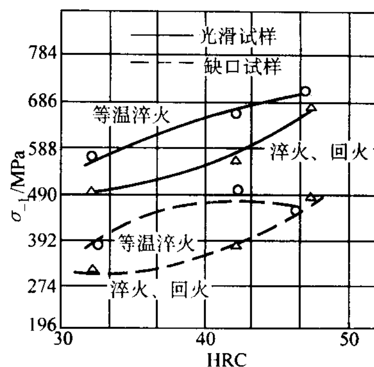


图 13.2-144 等温淬火和淬火后的 30CrMnSiA 钢疲劳极限比较（根据表 13.2-233 整理，莫尔试样）

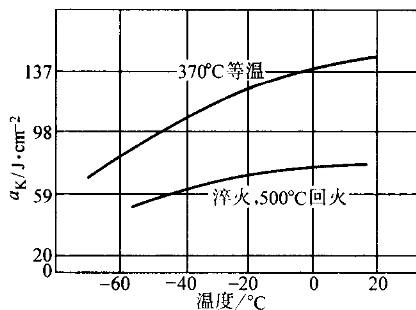


图 13.2-145 等温淬火和淬火低温回火后的低温冲击韧度比较
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 1.35，Mn 0.92，Cr 0.95，P 0.024，S 0.011；880℃加热后等温淬火油冷；880℃油淬，500℃回火油冷

表 13.2-235 30CrMnSiA 钢高温力学性能

温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K	E
	MPa		%		/J·cm^{-2}	/MPa
20	1 055.2	946.4	13.4	56.4	52	194 179
200					106.9	173 584
250	1 007.2	841.4	13.0	47.5	126.5	
300	956.2	821.8	10.7	50.5	124.5	168 680
350	972.9	813	16.2	57.0	114.7	
400	902.2	785.5	16.2	68.7	94.1	165 738
450	772.8	702.2	18.8	77.3	85.3	
500	683.5	647.3	21.2	83.6	72.6	155 931
550	530.6	493.3	27.2	84.3	63.7	

注：试样经 880℃油淬，560℃回火预处理。

表 13.2-236 30CrMnSiA 钢蠕变强度和持久强度

温度/℃		400	450	500	550
$\sigma_{0.2/200}$	/MPa	159.9	110.8	53.9	21.6
$\sigma_{b/200}$		588.4	45.1	255	117.9

注：试样经 880℃油淬，560℃回火预处理。

(4) 工艺性能（表 13.2-237 ~ 表 13.2-240 和图 13.2-146、图 13.2-147）

表 13.2-237 30CrMnSiA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 180	850	缓冷

表 13.2-238 30CrMnSiA 钢热处理工艺参数

项目	正火	高温回火	淬火	回火	淬火	回火	等温淬火	回火
温度/℃	880 ~ 900	680 ~ 710	860 ~ 880	520	860 ~ 880	260 ~ 550	870 ~ 890	低于等温淬火温度
冷却	空气	空气	油	油	油	油或水	按需要	油或空冷
硬度 HB		≤229				按需要		按需要

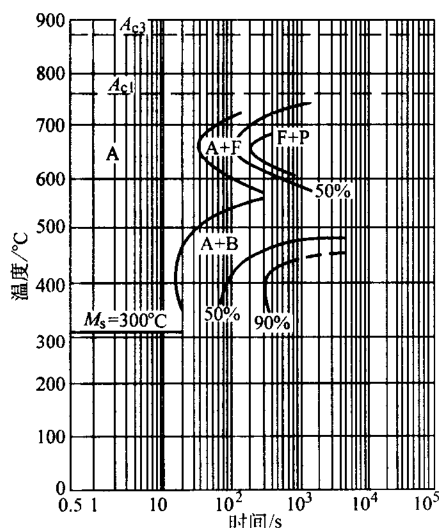


图 13.2-146 30CrMnSiA 钢等温转变曲线
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.30，Si 1.18，Mn 1.05，Cr 0.97，Ni 0.18，P 0.014，S 0.006；原始状态为退火后，晶粒度 7 ~ 8 级；900℃ × 10 min 奥氏体化

表 13.2-239 30CrMnSiA 钢奥氏体晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250
晶粒度级别	11	11 ~ 10	9	9 ~ 7	8 ~ 7	8 ~ 6	7 ~ 6	6 ~ 5	5

注：每个温度下保温 30 min 淬火并回火，然后用直接腐蚀法显示晶粒大小。

表 13.2-240 氧化能力

试样尺寸 /mm × mm × mm	热处理	热处理前重量/g	热处理后重量/g	烧损率/%
3 × 25 × 100	880℃ × 30 min 空冷	66.688 5	66.544 3	0.800
		66.541 1	65.991 6	0.826

2.4.26 35CrMnSiA

由于此钢碳含量、铬、硅含量都较30CrMnSi钢高，所以强度提高很多，而韧性下降不明显，此钢的其他特性和30CrMnSi钢相似。35CrMnSi钢主要是低温回火或等温淬火后使用，因此综合性能较好。可用于制造重负荷、中等转速的高强度零件，例如高压鼓风机叶轮和其他高强度构件，可以部分代替相应强度或相应淬透性的铬镍钼钢等制造中小截面零件。

(1) 化学成分（表 13.2-241）

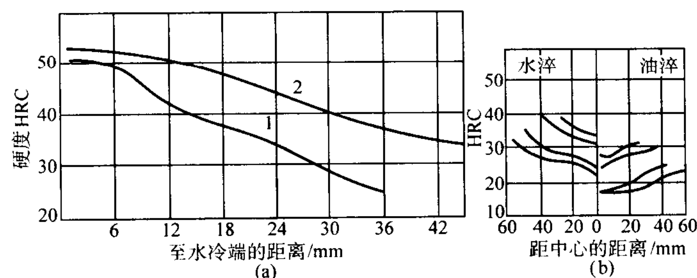


图 13.2-147 30CrMnSiA 钢淬透性曲线

(a) 曲线1用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.99，Mn 0.92，Cr 0.90；奥氏体化温度为880℃；(b) 用钢成分 (%)：C 0.29，Si 1.0，Mn 0.85，Cr 0.90，Ni 0.15，P 0.016，S 0.023；棒材直径 40～120 mm，870℃加热后分别油淬和水淬的截面硬度）

(2) 物理常数（表 13.2-242 和表 13.2-243）

表 13.2-241 35CrMnSiA 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	P	S	Ni	Cu
0.32～0.39	1.10～1.40	0.80～1.10	1.10～1.40	≤0.025	≤0.025	≤0.30	≤0.30

注：摘自 YB6－71。

表 13.2-242 35CrMnSiA 钢临界点（近似值）%

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
775	830	755	700	330

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.35，Si 1.18，Mn 0.98，Cr 1.27，Ni 0.05，Cu 0.09，P 0.019，S 0.007；880℃奥氏体化。

(3) 力学性能（表 13.2-243）

表 13.2-243 35CrMnSiA 钢力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
试样	880℃加热，280～310℃等温淬火，然后空冷[①]	≥1 617	(≥1 274)	≥9	≥40	≥39	②
试样	880℃×40 min加热，280～320℃等温淬火，空冷	1 588～1 882 / 1 705	1 245～1 617 / 1 450	8.5～15 / 11.5	42～55 / 48.7	36～127 / 91	44炉钢
试样	880℃×60 min油淬，230℃回火空冷	1 747～1 913 / 1 825	1 537～1 570 / 1 542	9～12 / 10	40～49.6 / 43.8	103～105 / 104	12炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 亦可用890℃油淬，230℃回火，水或油冷。

② 摘自 GB/T 3077—1999。

(4) 工艺性能（表 13.2-244、表 13.2-245 和图 13.2-148、图 13.2-149）

表 13.2-244 35CrMnSiA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 180	≥850	> ϕ75 mm 缓冷

表 13.2-245 35CrMnSiA 钢热处理工艺参数

项目	退火	高温回火	正火	正火后回火	淬火	回火	等温淬火
温度/℃	840～860	680～710	860～880	680～730	860～890	200～550	870～900
冷却	炉冷	空气	空气	空气	油	油	230～350 盐浴
硬度 HB	≤241	≤241		≤241		按需要	≤500

2.4.27 30CrMnSiNi2A

这种钢是在30CrMnSiA钢基础上提高锰含量和铬含量并添加1.40%～1.80%（质量分数）镍发展来的超高强度钢。成分的改变使钢的冲击韧性得到改善，使淬透性显著提高。但是，提高强度不明显。该钢油淬低温回火（250～300℃）后的强度高于1 666 MPa，等温淬火可以在180～220℃和270～290℃两个温度范围进行。为了保证该钢具有较高的屈服强度，而且为了最大限度提高钢的塑性和韧性，钢在等温淬火后应该在高于残余奥氏体分解的温度而且尽可能在接近回火脆性下限的温度进行回火。这种温度回火后也保证钢有较高的断裂韧性和低的疲劳裂纹扩展速率。该钢油淬时可以淬

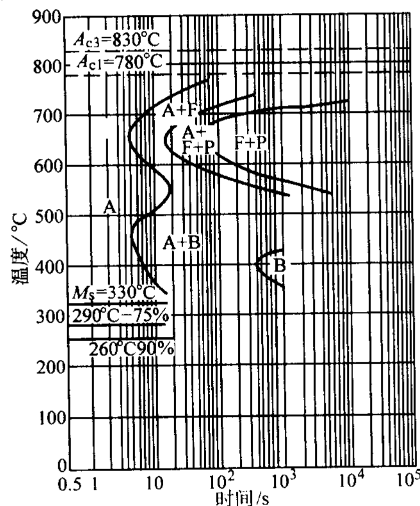


图 13.2-148 35CrMnSiA 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.35，Si 1.18，Mn 0.98，Cr 1.27，Ni 0.05，Cu 0.09，P 0.019，S 0.007；原始状态为正火高温回火后，奥氏体化温度 880℃

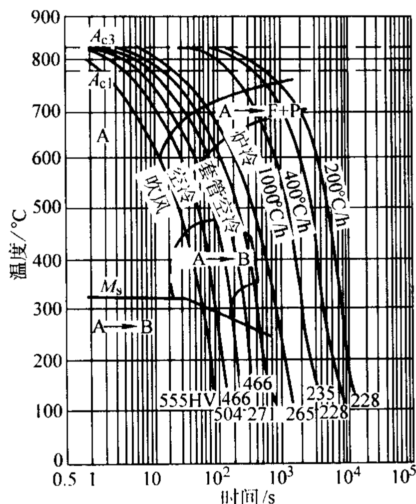


图 13.2-149　35CrMnSiA 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.35，Si 1.18，Mn 0.98，Cr 1.27，Ni 0.05，Cu 0.09，P 0.019，S 0.007；原始状态为正火高温回火后，奥氏体化温度 880℃

透约 ϕ80 mm，水淬时约 ϕ100 mm。在低温度（180 ~ 220℃）等温淬火可以淬透 ϕ30 ~ 40 mm；高温（270 ~ 290℃）等温淬火可以淬透约 ϕ20 ~ 30 mm。该钢有脱碳倾向。

熔炼这种钢时，适当保留残余铝含量及少量钛有利于提高抗腐蚀能力。喷砂处理，最好是喷丸处理也有利于提高抗腐蚀能力。

30CrMnSiNi2A 钢适用于制造高强度连接件和轴类零件。

（1）化学成分（表 13.2-246）

表 13.2-246　30CrMnSiNi2A 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	S
0.26 ~ 0.33	0.90 ~ 1.20	1.00 ~ 1.30	0.90 ~ 1.20	1.40 ~ 1.80	≤0.20	≤0.035	0.030

注：摘自 YB 6—71。

（2）物理常数（表 13.2-247 ~ 表 13.2-251）

表 13.2-247　30CrMnSiNi2A 钢临界点（近似值）

/℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	备注
705	800	321	①
705	815	314	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.27，Si 1.05，Mn 1.06，Cr 1.05，Ni 1.66，P 0.013，S 0.005。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.30，Si 1.10，Mn 1.07，Cr 1.06，Ni 1.50，P 0.014，S 0.005。

表 13.2-248　30CrMnSiNi2A 钢弹性模量

温度/℃	20	100	200	250
E/MPa	206 928	203 986	200 063	198 101

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 1.08，Mn 1.16，Cr 1.07，Ni 1.67，Cu 0.10，P 0.011，S 0.005；热处理：890℃ × 50 min 油淬，250℃ × 3 h 回火空冷。

表 13.2-249　30CrMnSiNi2A 钢线胀系数

温度范围/℃	20	17 ~ 100	17 ~ 200	17 ~ 300	17 ~ 400	17 ~ 500	17 ~ 600	17 ~ 700	17 ~ 800	17 ~ 900
α_l /$10^{-6}K^{-1}$	10.55	11.37	11.67	12.68	12.9	13.55	13.8	13.9	11.15	12.1

表 13.2-250　30CrMnSiNi2A 钢热导率

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	25.75	28.05	29.52	29.94	29.31	28.26	27.00	25.75	24.07	22.32

表 13.2-251　30CrMnSiNi2A 钢比热容

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	473.11	527.54	581.97	640.58	699.20	753.62	833.17

（3）力学性能（表 13.2-252 ~ 表 13.2-257 和图 13.2-150 ~ 图 13.2-159）

表 13.2-252　30CrMnSiNi2A 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
试样	900℃ 油淬，250℃ 回火空冷；或 900℃加热，于（260 ± 20）℃等温淬火	≥1 568		≥9	≥40	≥59	①
试样	890℃ × 30 min 油淬，290℃ × 180 min 回火空冷	1 568 ~ 1 864 / 1 728	1 254 ~ 1 730 / 1 629	9 ~ 19 / 12.3	45 ~ 57.3 / 50.5	59 ~ 122 / 96	50 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 YB 6—71。

表 13.2-253　30CrMnSiNi2A 钢横向力学性能

钢坯尺寸/mm	取样方向	热处理制度	σ_b MPa	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	硬度 HB
				%			
135 方	纵向	900℃ × 60 min 油淬，300℃ × 180 min 回火空冷	1 726	13.5	47	67.7	444
			1 706.4	12.0	48	70.6	
	横向	900℃ × 60 min 油淬，300℃ × 180 min 回火空冷	1 696.6	10.0	38	51	444
			1 677	9.0	40	53.9	

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.92，Mn 1.15，Cr 1.09，Ni 1.53，Mo 0.13，Cu 0.07，P 0.017，S 0.006。

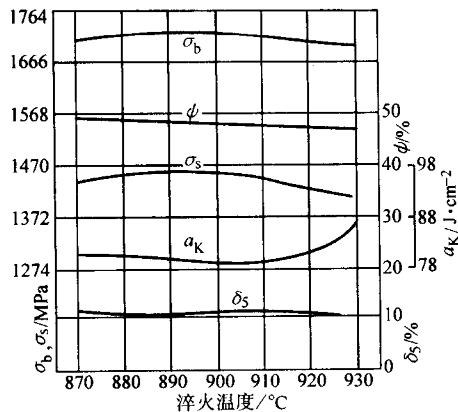


图 13.2-150 30CrMnSiNi2A 钢不同温度淬火的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.29，Si 1.11，Mn 1.17，Cr 1.01，Ni 1.58，P 0.012，S 0.0025；从 120 mm 方钢上取试样，不同淬火温度加热保温 40 min 油淬，200℃回火 120 min 空冷

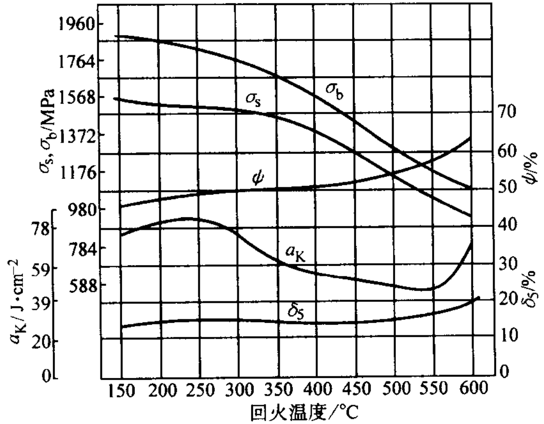


图 13.2-151 30CrMnSiNi2A 钢不同温度回火的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.29，Si 1.11，Mn 1.17，Cr 1.01，Ni 1.58 P 0.012，S 0.0025；900℃ × 40 min 油淬，150～600℃回火 120 min 空冷

表 13.2-254 30CrMnSiNi2A 钢不同温度回火后的断裂韧度

回火温度/℃	200	260	280	300	320	340	360	400
$\sigma_{0.2}$/MPa	1 608.3	1 637.8	1 647.6	1 588.7	1 608.3	1 578.9	1 539.7	1 382.8
K_{Ic}/MPa·m$^{1/2}$	66.03	67.27	63.86	64.17	58.59	53.32	54.56	54.25

注：900℃油淬，不同温度回火后空冷。

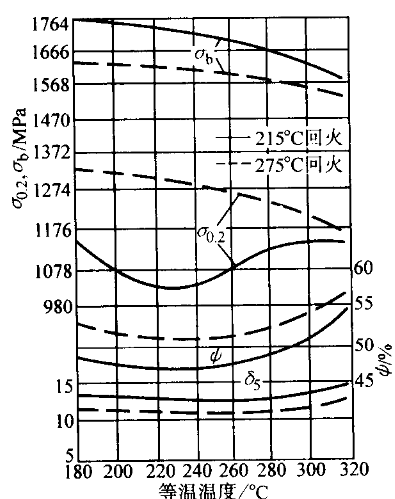


图 13.2-152 30CrMnSiNi2A 钢等温淬火时等温温度对力学性能的影响

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.65，P 0.012，S 0.003；加热温度为 900℃，等温 60 min，然后油冷；回火 120 min 空冷

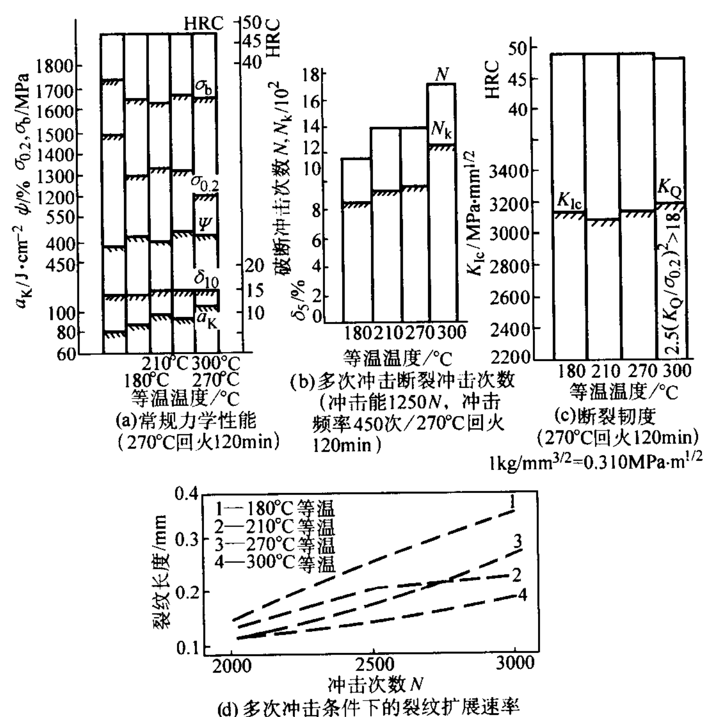


图 13.2-153 不同温度等温淬火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.30，Mn 1.10，Si 1.13，Cr 1.06，Ni 1.59，P 0.014，S 0.003；拉伸试样尺寸：ϕ8 mm，10d；多次冲击试样为 12.5 mm × 10 mm × 130 mm 矩形截面，在垂直于 12.5 mm 平面正中开有深 1 mm，圆角半径为 0.1 mm 的缺口，断裂韧性 K_{IC}是用截面为 18 mm × 36 mm 的三点弯曲试样测定的

表 13.2-255　30CrMnSiNi2A 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	硬度 HRC	δ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{-1} /MPa	备注
			MPa			
25	900℃油淬，230℃回火空冷	48	1 628	1 529.9	676.7	碳下限①
	900℃油淬，230℃回火空冷	49	1 745.6	1 608.3	725.7	碳上限②
	890℃油淬，200℃回火空冷				715.9	
	890℃油淬，300℃回火空冷				696.3	
	890℃油淬，于 300℃等温淬火				725.7	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.27，Si 1.05，Mn 1.06，Cr 1.05，Ni 1.66，P 0.013，S 0.005。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.30，Si 1.10，Mn 1.07，Cr 1.06，Ni 1.50，P 0.014，S 0.005。

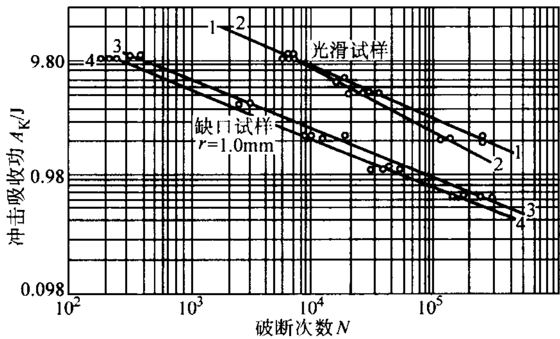


图 13.2-154　30CrMnSiNi2A 钢多次冲击疲劳断裂寿命
1，3—900℃加热 230℃等温淬火，260℃回火 3 h 空冷；2，4—900℃加热，300℃等温淬火热处理后测定的结果；试验是在 DC－150 型多次冲击试验机上进行，冲击频率为 488 次/min，试样每转动一周冲击 12 次；光滑试样直径 ϕ（12±0.02）mm，缺口试样缺口处直径 ϕ10 mm

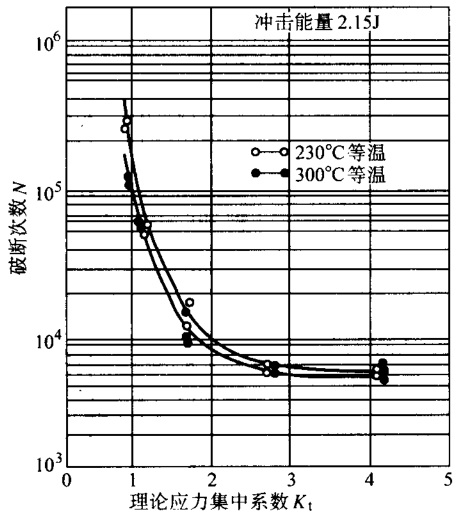


图 13.2-155　30CrMnSiNi2A 钢多次冲击破断寿命与缺口理论应力集中系数的关系
900℃加热 230℃等温淬火，260℃回火 3 h 空冷；900℃加热，300℃等温淬火热处理后测定的结果；光滑试样直径 ϕ（12±0.02）mm，缺口试样缺口处直径 ϕ10 mm

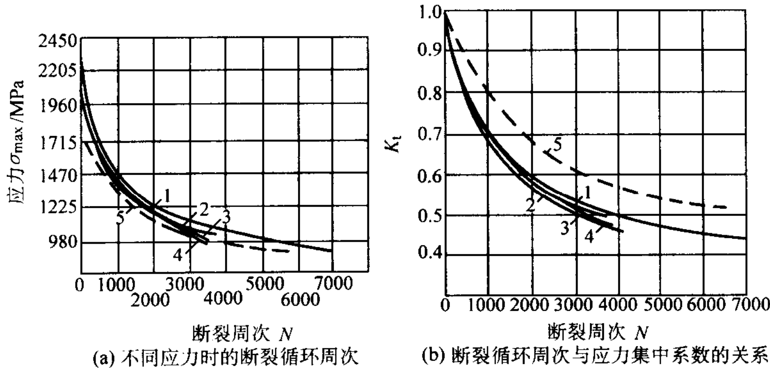


图 13.2-156　30CrMnSiNi2A 钢不同热处理以后在不同应力作用下的周期疲劳强度
1—油淬 260℃回火，σ_b = 1 666 MPa；2—180℃等温 260℃回火，σ_b = 1 568 MPa；3—180℃等温 220℃回火，σ_b = 1 568 MPa；4—300℃等温，σ_b = 1 568 MPa；5—300℃等温，σ_b = 1 276 MPa

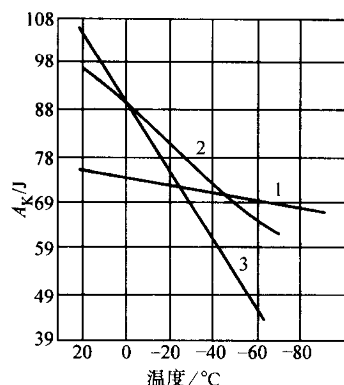


图 13.2-157 30CrMnSiNi2A 钢的低温冲击韧度

用钢成分（质量分数）(%)：1—C 0.29，Si 1.11，Mn 1.17，Cr 1.01，Ni 1.58，P 0.012，S 0.002 5；900℃×40 min 油淬，250℃×120 min 回火空冷。2、3—C 0.29Si 1.11，Mn 1.15，Cr 1.20，Ni 1.70；900℃×15 min 加热后，于 300℃和 320℃等温淬火

表 13.2-256 30CrMnSiNi2A 钢在不同介质中的抗应力腐蚀性能

试样受力情况	介质条件	到出现裂纹时的时间/昼夜数
光滑试样 σ_b = 1 666 MPa，在 1 421 MPa 应力作用下	试样浸入自来水中	没见到裂纹
	在 3% NaCl 溶液中（浸没）	270
	在雾化的自来水潮湿室内	51 ~ 138
	在雾化的 3% NaCl 潮湿室内	14 ~ 16

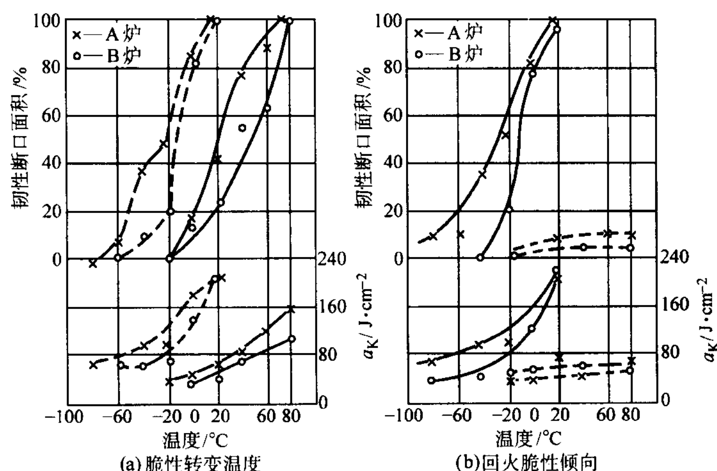


图 13.2-158 30CrMnSiNi2A 钢低温性能

(a) —实线表示 900℃油淬，500℃回火空冷，36HRC；虚线表示 900℃油淬，650℃回火空冷，26HRC；(b) —实线表示 900℃油淬，350℃回火，2.5 h 油冷；虚线表示 900℃油淬，650℃回火 2.5 h 油冷，再于 525℃回火 16 h 炉冷。用钢成分（质量分数）(%)：A 炉—C 0.27，Si 1.05，Mn 1.06，Cr 1.05，Ni 1.66，P 0.013，S 0.005；B 炉—C 0.30，Si 1.10，Mn 1.07，Cr 1.06，Ni 1.50，P 0.014，S 0.005）

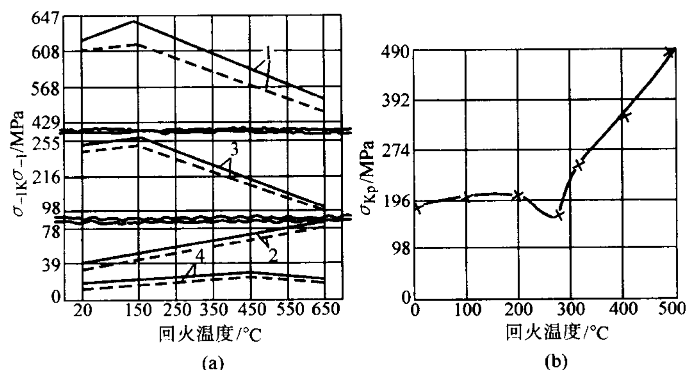


图 13.2-159 30CrMnSiNi2A 钢不同温度回火后在不同介质中的疲劳强度和腐蚀抗力

(a) 实线表示真空电弧炉熔炼的钢；虚线表示普通电弧炉熔炼的钢。曲线 1 和 2 为光滑试样试验结果；曲线 3 和 4 为 ϕ8 mm，r = 0.75 mm 的缺口试样试验结果；曲线 1 和 3 在空气中试验；曲线 2 和 4 在 3% NaCl 溶液中进行试验。(b) 光滑试样在 20% H_2SO_4 + 20 g/L NaCl 溶液中进行试验；σ_{scc}—应力腐蚀开裂临界应力

表 13.2-257 30CrMnSiNi2A 钢在不同介质和不同应力条件下的断裂时间

试样自身强度	试样所在介质	工业大气	NaOH650 g/L + $NaNO_2$ 150 g/L，130℃氧化槽内	20% H_2SO_4 + NaCl 30 g/L		
σ_b = 1 666 MPa	施加应力/MPa	1 450	1 450	1 450	970	810
	没有喷砂处理的试样断裂时间	1.5～2月	40 min	3 min	6 min	8 min
	喷砂处理过的试样断裂时间	9个月没断裂	155 min	45 min	80 min	90 min

(4) 工艺性能（表 13.2-258～表 13.2-260 和图 13.2-161）

表 13.2-258 30CrMnSiNi2A 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 140～1 180	1 120～1 160	≥850	缓冷

表 13.2-259 30CrMnSiNi2A 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	等温淬火	回火
温度/℃	650～680	900～920	650～680	880～900	240～330	900	250～300
冷却	炉内	空气	空气	油	空气或油	180～220℃	空气
硬度 HB	≤255		≤255	≥50 HRC	≥45 HRC		

表 13.2-260 30CrMnSiNi2A 钢奥氏体晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
晶粒度级别	10	10～9	10～8	8	8～7	8～6	7～6	6

注：用直接腐蚀法测定。

2.4.28 30CrMnSiNi2MoA

30CrMnSiNi2MoA 钢是在 30CrMnSiNi2A 钢的基础上添加 0.20%～0.30%（质量分数）Mo 而形成的。添加钼以后最明显的变化是使钢的等温转变曲线的珠光体转变区向右移，从而进一步提高了淬透性，由于添加钼，使钢明显地既减小了回火脆性倾向，又改善了钢的低温冲击韧性，而且也有利于改进钢锭的表面质量。30CrMnSiNi2MoA 钢其他方面的性能与 30CrMnSiNi2A钢无显著区别。

(1) 化学成分（表 13.2-261）

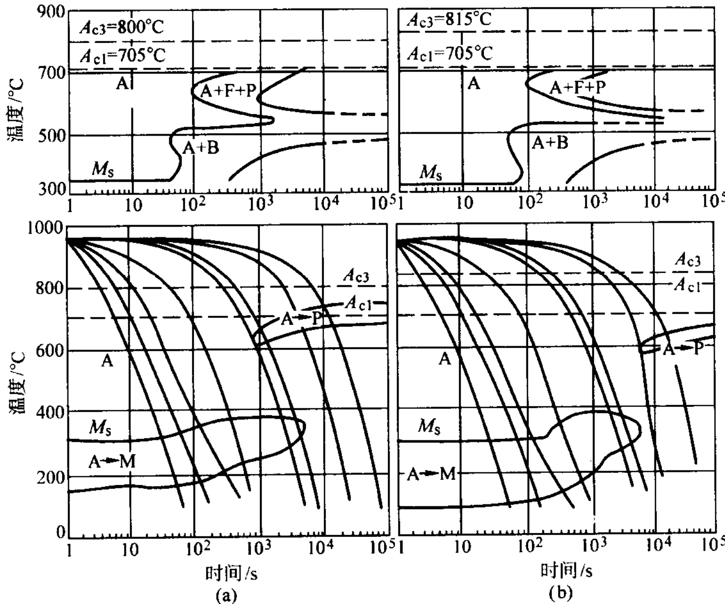


图 13.2-160 等温转变曲线和连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：a) —C 0.27，Si 1.05，Mn 1.06，Cr 1.05，Ni 1.66，P 0.013，S 0.005；b) —C 0.30，Si 1.10，Mn 1.07，Cr 1.06，Ni 1.50，P 0.014，S 0.005；奥氏体化温度：等温转变时 900℃；连续冷却转变时 950℃

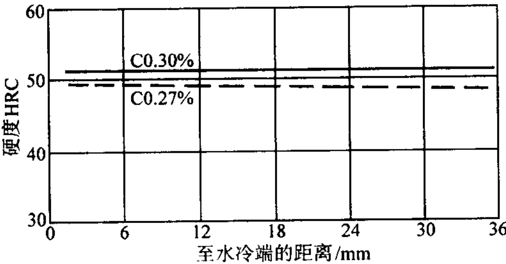


图 13.2-161 淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：a) —C 0.27，Si 1.05，Mn 1.06，Cr 1.05，Ni 1.66，P 0.013，S 0.005；(b) —C 0.30，Si 1.10，Mn 1.07，Cr 1.06，Ni 1.50，P 0.014，S 0.005；奥氏体化温度 900℃

表 13.2-261 30CrMnSiNi2MoA 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.28～0.35	0.90～1.20	1.00～1.30	0.90～1.20	1.40～1.80	0.20～0.30	≤0.035	≤0.030

(2) 物理常数（表 13.2-262）

表 13.2-262 30CrMnSiNi2MoA 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_r''	M_s
750	815	48～350	340

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.58，Mo 0.20。

(3) 力学性能（表 13.2-263～表 13.2-266 和图 13.2-162、图 13.2-163）

表 13.2-263 30CrMnSiNi2MoA 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
		MPa		%		J·cm^{-2}	
试样	900℃油淬，250℃回火空冷	≥1 568		≥9	≥40	≥59	①
	890℃×40 min 油淬，260℃回火 180 min 空冷	$\frac{1\,637\sim1\,823}{1\,721}$	$\frac{1\,382\sim1\,529}{1\,477}$	$\frac{9.5\sim13}{11.3}$	$\frac{41.8\sim52}{47.5}$	$\frac{59\sim86}{67}$	20 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
①协议力学性能指标。

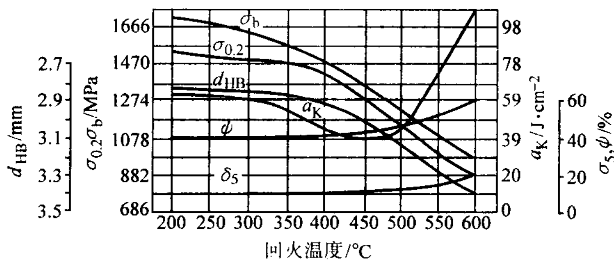


图 13.2-162 30CrMnSiNi2A 钢不同温度回火的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.58，Mo 0.20；试样取自 16 mm 厚的钢板，纵向，900℃×15 min 油淬，不同温度回火 2 h 空冷

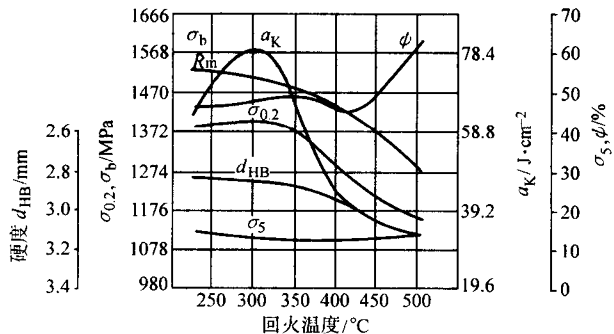


图 13.2-163 等温淬火后不同温度回火的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.58，Mo 0.20；试样取自 16 mm 厚的钢板，纵向，加热温度 900℃，320℃等温后油冷；回火后空冷

表 13.2-264 30CrMnSiNi2A 钢等温淬火时等温时间对力学性能的影响

等温介质温度/℃	等温时间/min	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	硬度 d_{HB} /mm
		MPa		%			
300	10	1 520.1	1 402.4	14	48.5	68.6	2.9
320	10	1 441.6	1 353.4	15	51	73.6	3.0
300	20	1 490.7	1 402.4	14.5	51	68.6	2.9
320	20	1 431.8	1 323.9	15	50.5	76.5	3.0
300	30	1 471.1	1 392.6	14	51	68.6	2.9
320	30	1 412.2	1 255.3	16	51	68.6	3.0
300	45	1 471.1	1 382.8	14	51.7	69.6	2.9
320	45	1 382.8	1 284.717	15	50	68.649	3.0

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.58，Mo 0.20。
2. 试样取自 16 mm 厚的钢板，纵向；920℃×15 min 后分别在 300℃和 320℃等温淬火，并且等温 10～45 min 后空冷。

表 13.2-265 30CrMnSiNi2A 钢横向力学性能

锻材规格/mm	取样直径/mm	热处理制度	σ_b /MPa	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
				%		
180 方	25	900℃加热于 230℃等温淬火，然后 250℃回火	1 665.2	11.8	40.8	72.6
220 方	25		1 672.1	11.6	40.8	66.7
300 方	25		1 659.3	12.1	42.3	72.6

(4) 工艺性能
热加工：参见 30CrMnSiNi2A 钢。
热处理：见表 13.2-267 和图 13.2-164。

表 13.2-266 30CrMnSiNi2A 钢等温淬火后的低温冲击韧度

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列温度（℃）时的冲击韧性 a_K/J·cm^{-2}			
		+20	-20	-40	-60
试样	900℃×15 min 于 300℃等温淬火	76.5	53.9	55.9	58.8
	900℃×15 min 于 320℃等温淬火	83.4	63.7	54.9	58.8

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.58，Mo 0.20；试样取自 16 mm 厚的钢板。

表 13.2-267 30CrMnSiNi2A 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	等温淬火	回火
温度/℃	660~700	900~920	650~680	890~910	230~350	900	250~350
冷却	炉内冷	空冷	空冷	油冷	空冷或油冷	250~320℃	空冷
硬度 HB	≤255		≤255	≥50HRC	≥45HRC		≥440

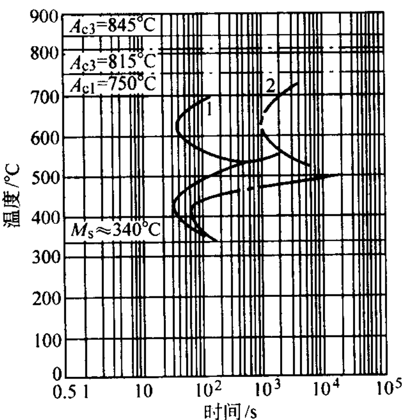


图 13.2-164 30CrMnSiNi2A 钢等温转变曲线

奥氏体化温度 900℃；1—30CrMnSiNi2A 钢，用钢成分（质量分数）(%)：C 0.29 Si 1.11，Mn 1.15，Cr 1.2，Ni 1.7；2—30CrMnSiNi2MoA 钢，用钢成分（质量分数）(%)：C 0.32，Si 0.99，Mn 1.14，Cr 1.12，Ni 1.58，Mo 0.20

2.4.29 30Mn2B

30Mn2B 钢是在 30Mn2 钢基础上加入微量硼的一个钢种。钢的淬透性比 40Mn2 和 30Cr 钢高。调质处理后具有良好的综合力学性能和低温冲击韧性。这种钢具有回火脆性倾向，回火后应快冷。30Mn2B 钢可代替 30Mn2、30Cr 钢制造截面稍大的轴，齿轮、螺栓等零件。

（1）化学成分（表 13.2-268）

表 13.2-268 30Mn2B 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	B	P、S
0.27~0.34	0.20~0.40	1.40~1.80	0.001~0.003 5	≤0.040

（2）物理常数（表 13.2-269）

表 13.2-269 30Mn2B 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}
726	786

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.22，Mn 1.66，B <0.005。

（3）力学性能（表 13.2-270~表 13.2-272）

表 13.2-270 30Mn2B 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	硬度 d_{HB}/mm	备注
		MPa		%				
25	880℃ 正火，850℃ 油淬，450℃回火水冷	≥882	≥686	≥11	≥45	≥59		①
	850℃×40 min 油淬，450℃×60 min 回火水冷	1 049.3	931.7	15.5	65	158.9	3.36	②
	850℃×40 min 油淬，500℃×60 min 回火水冷	912.1	814	20.0	67.5	179.5	3.60	
	850℃×40 min 油淬，550℃×60 min 回火水冷	833.6	686.5	20.2	65.7	191.2	3.75	
	850℃×40 min 油淬，600℃×60 min 回火水冷	804.2	652.2	22	68.0	196.1	3.84	

① 建议力学性能指标；
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.22，Mn 1.66，B<0.005。

表 13.2-271 30Mn2B 钢回火脆性倾向

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		a_K /J·cm^{-2}	回火脆性系数
25	850℃×40 min 油淬，500℃×60 min 回火	水冷	179.5	1.45
		炉冷	123.6	

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.22，Mn 1.66，B <0.005。

表 13.2-272 30Mn2B 钢低温冲击韧度

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}				
		20	0	-20	-40	-60
25	850℃×40 min 油淬，500℃×60 min 回火水冷	179.5	182.4	174.6	130.4	108.9

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.22，Mn 1.66，B <0.005。

(4) 工艺性能（表 13.2-273、表 13.2-274 和图 13.2-165）

表 13.2-273 30Mn2B 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 130 ~ 1 150	1 100 ~ 1 090	≥850	堆冷

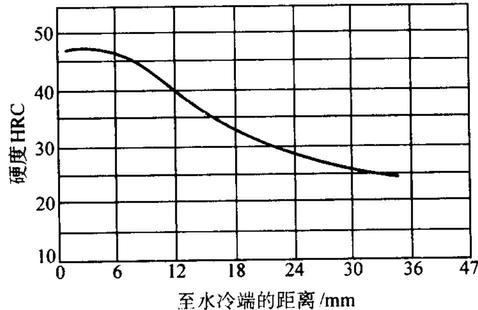


图 13.2-165 淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.22，Mn 1.66，B<0.005；880℃×60 min 正火，860℃×30 min 加热端淬

2.4.30 35Mn2B

35Mn2B 钢是在 35Mn2 钢基础上添加微量硼的一个钢种。该钢在调质状态具有良好的综合力学性能，在相同温度回火的条件下，其强度一般比 35Mn2 钢高。该钢的低温冲击韧性

表 13.2-274 30Mn2B 钢热处理工艺参数

项目	轧后	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	>670	870 ~ 900	670 ~ 700	840 ~ 880	400 ~ 550
冷却	堆冷	空气	缓冷～空气	油	水或油
硬度 HB	≤207		≤207		按需要

很好，淬透性比 35Mn2 和 35Cr 钢高。35Mn2B 钢可代替 35Mn2 和 35Cr 等钢制造轴类零件和连接件。

(1) 化学成分（表 13.2-275）

表 13.2-275 35Mn2B 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	B	Cr、Ni	P、S
0.32 ~ 0.39	0.17 ~ 0.37	1.40 ~ 1.80	0.001 ~ 0.003	≤0.35	≤0.040

(2) 物理常数（表 13.2-276）

表 13.2-276 35Mn2B 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}
730	770

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B<0.004 8，P 0.012，S 0.017，Ni 0.05，Cr 0.05。

(3) 力学性能（表 13.2-277 ~ 表 13.2-281 和图 13.2-166）

表 13.2-277 35Mn2B 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	备注
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
25	840 ~ 860℃ 油淬，470℃ 回火水冷或油冷	≥931	≥735	≥11	≥45	≥59	①
	840℃ × 15 min（盐炉）油淬，540℃ × 60 min 回火水冷	931 ~ 1 088 / 1 022	784 ~ 1 009 / 894	14 ~ 18 / 15.2	45 ~ 59 / 49.5	59 ~ 128 / 80	31 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 建议力学性能指标。

表 13.2-278 35Mn2B 钢不同温度淬火的力学性能

钢材规格/mm	热处理毛坯直径/mm	热处理制度	硬度 d_{HB}/mm	σ_b	σ_s	A	Z	a_K /J·cm^{-2}
				MPa		%		
25 六角	25	820℃ × 40 min 油淬，500℃ × 50 min 水冷	3.52	990.5	902.2	19.5	65.7	152
		850℃ × 40 min 油淬，500℃ × 50 min 水冷	3.52	995.4	921.9	16.5	65.0	159.9
		880℃ × 40 min 油淬，500℃ × 50 min 水冷	3.48	1 000.3	926.8	16.0	65.0	164.8
		910℃ × 40 min 油淬，500℃ × 50 min 水冷	3.56	980.7	907.1	16.0	65.0	162.8
φ80	25	860℃ × 40 min 油淬，500℃ × 50 min 水冷	3.35	1 049.3	980.7	17.0	63.0	139.3
φ150	25	860℃ × 40 min 油淬，500℃ × 50 min 水冷	3.46	985.6	899.3	16.7	61.7	112.8

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B<0.004 8，P 0.012，S 0.017，Cr、Ni 0.05。

表 13.2-279　35Mn2B 钢回火脆性倾向

热处理制度	a_K/J·cm^{-2}		回火脆性系数	备注
	水冷的	炉冷的		
850℃ × 40 min 油淬，500℃ × 60 min 回火	152	155.9	1.0	①
	130.4	117.7	1.10	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B <0.004 8，P 0.012，S 0.017。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.29，Mn 1.59，B < 0.005，P 0.012，S 0.009。

(4) 工艺性能（表 13.2-282、表 13.2-283 和图 13.2-167）

2.4.31　45Mn2B

45Mn2B 钢是由 45MnB 钢提高锰含量而来。该钢在调质状态有良好的综合力学性能，在相同温度回火时其强度一般比45MnB 钢高，低温冲击韧性也较好。该钢有回火脆性，回火后应快冷；钢的淬透性为 40Cr、45Cr 钢的中、上限或稍优一些。应指出，当回火到与 40Cr、45Cr 钢相同强度时，其回火温度应较 45Cr 等钢低大约 50℃。

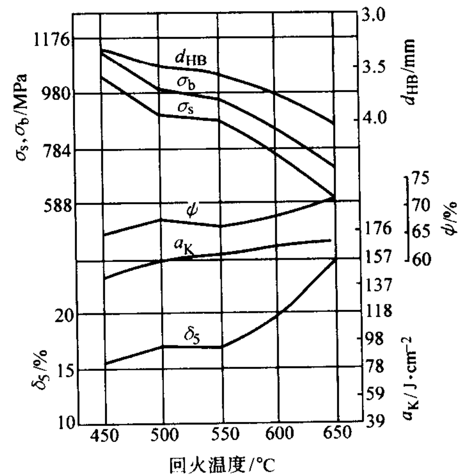


图 13.2-166　不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B<0.004 8，P 0.012，S 0.017；860℃×40 min 油淬，回火保温 60 min 水冷

表 13.2-280　35Mn2B 钢大截面钢材调质处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	取样位置	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	硬度 d_{HB}/mm
			MPa		%			
80	860℃ × 120 min 油淬，500℃ × 150 min 回火水冷	R/2	995.4	936.6	18	63.5	154	3.50
150	860℃ × 150 min 油淬，500℃ 回火 180 min 水冷	中心	686.5	451.1	26	66.8	126.5	4.30
	860℃ × 150 min 油淬，500℃ × 180 min 回火水冷	R/2	694.3	470.7	25.8	64.5	137.3	4.25
	860℃ × 150 min 油淬，500℃ × 180 min 回火水冷	边缘	709	495.3	24.0	65.0	138.3	4.20

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B<0.004 8，P 0.012，S 0.017，Ni、Cr 0.05。

表 13.2-281　35Mn2B 钢低温冲击韧度

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列试验温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}					备注
		20	0	-20	-40	-60	
25	850℃ × 40 min 油淬，500℃ × 60 min 水冷	130.4	132.4	124.5	86.3	77.5	①
25 六角	860℃ × 40 min 油淬，500℃ × 60 min 水冷	152	151	155	145.1	103	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.29，Mn 1.59，B<0.005，P 0.012，S 0.009，Cr 0.05，Ni 0.05。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B<0.004 8，P 0.012，S 0.017。

表 13.2-282　35Mn2B 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 140 ~ 1 160	1 120 ~ 1 140	>800	堆冷空冷

表 13.2-283　35Mn2B 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	670 ~ 700	860 ~ 900	670 ~ 700	850 ~ 870	400 ~ 550
冷却	炉内	空气	空气	油或水	水或油
硬度 HB	≤207	≤241	≤217		320 ~ 229

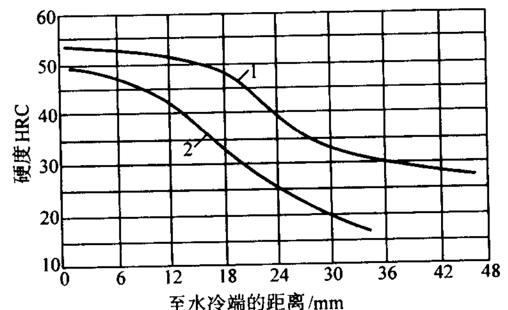


图 13.2-167　35Mn2B 钢淬透性曲线

1—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.37，Si 0.29，Mn 1.59，B<0.005，P 0.021，S 0.009，Ni 0.07；2—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.33，Si 0.31，Mn 1.44，B<0.004 8，P 0.012，S 0.017，Cr、Ni 0.05；880℃正火，860℃×30 min 加热端淬

45Mn2B 钢适宜代替 45Mn2、45Cr 和部分代替40CrNi、45CrNi钢制造调质件及表面淬火零件。例如齿轮、轴、销子、螺栓等零件。

(1) 化学成分（表 13.2-284）

表 13.2-284 45Mn2B 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	P、S	B	Ni、Cr
0.42 ~ 0.49	0.20 ~ 0.40	1.40 ~ 1.80	≤0.040	0.001 ~ 0.003 5	≤0.35

注：摘自 YB 6—71。

(2) 物理常数（表 13.2-285）

表 13.2-285 45Mn2B 钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}
温度（近似值）/℃	720	750

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.34，Mn 1.59，B 0.004 2，P 0.020，S 0.005。

(3) 力学性能（表 13.2-286 ~ 表 13.2-288 和图 13.2-168）

表 13.2-286 45Mn2B 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
25	840℃油淬，520℃回火水冷或油冷	≥980	≥833	≥9	≥40	≥49	①
	850℃ × 15 min（盐炉）油淬，560℃ × 60 min 水冷	$\frac{980 \sim 1\,068}{1\,021}$	$\frac{833 \sim 941}{897}$	$\frac{15 \sim 18.5}{16.6}$	$\frac{45 \sim 54}{52.7}$	$\frac{58 \sim 106}{78}$	11 炉平炉钢
	860℃ × 60 min 油淬，510 ~ 540℃回火水冷	$\frac{1\,054 \sim 1\,235}{1\,109}$	$\frac{902 \sim 1\,117}{997}$	$\frac{13 \sim 19}{15.9}$	$\frac{46 \sim 53.5}{51.4}$	$\frac{69 \sim 169}{97}$	4 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 YB 6—71。

表 13.2-287 45Mn2B 钢不同温度回火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·mm^{-2}	硬度 d_{HB}/mm
	淬火	回火	MPa		%			
25	830℃ × 40 min 油淬	450℃ × 60 min 水冷	1 235.7	1 127.8	14.0	45.0	63.7	3.16
		500℃ × 60 min 水冷	1 098.4	980.7	15.7	48.0	80.4	3.36
		550℃ × 60 min 水冷	980.7	872.8	16.7	56.5	100	3.54
		600℃ × 60 min 水冷	897.3	755.1	19.5	60.0	119.6	3.72
		500℃ × 60 min 炉冷	—	—	—	—	74.5	—

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.34，Mn 1.59，B 0.004 2，P 0.020，S 0.005。

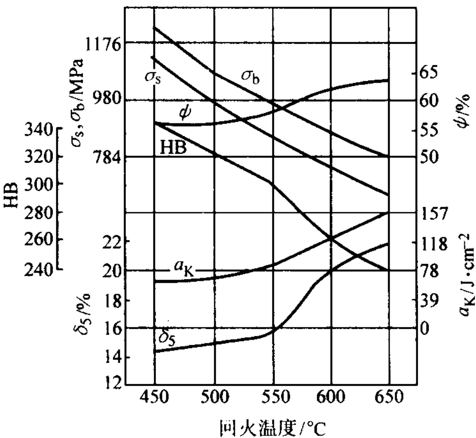


图 13.2-168 45Mn2B 钢不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.32，Mn 1.48，B 0.004 8，P 0.034，S 0.012；ϕ20 mm 试料，860℃ × 40 min 油淬，450 ~ 650℃ × 60 min 回火水冷

表 13.2-288 45Mn2B 钢调质处理后的低温冲击韧度

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	在下列温度（℃）时的 a_K/J·cm^{-2}				
		20	0	-20	-40	-60
25	830℃ × 40 min 油淬，500℃ × 60 min 回火水冷	80.9	78.5	67.7	51	45.1

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.45，Si 0.34，Mn 1.59，B 0.004 2，P 0.020，S 0.005。

(4) 工艺性能（表 13.2-289、表 13.2-290 和图 13.2-169、图 13.2-170）

表 13.2-289 45Mn2B 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 120 ~ 1 150	1 100 ~ 1 040	850	堆冷空冷

表 13.2-290　45Mn2B 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	670	860 ~ 900	670	850 ~ 870	420 ~ 550
冷却	炉冷	空气	空气	油或水	水或油
硬度 HB	≤207	≤241	≤229	—	按照需要

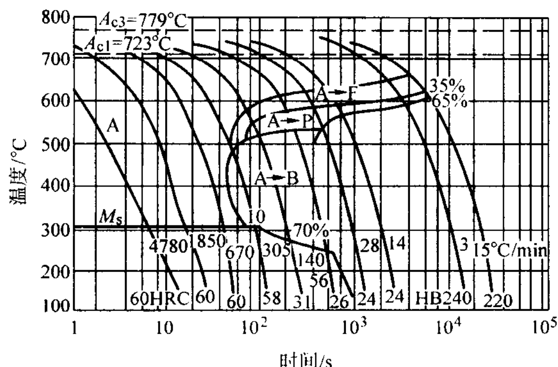


图 13.2-169　45Mn2B 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.29，Mn 1.61，B 0.004，P 0.019，S 0.006；晶粒度 7 ~ 8 级

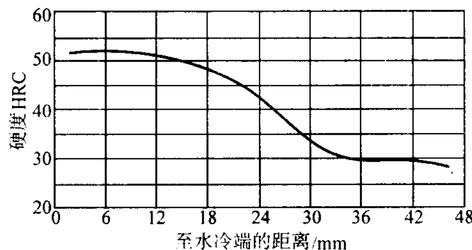


图 13.2-170　45Mn2B 钢淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.41，Si 0.32，Mn 1.48，B 0.004 8，P 0.034，S 0.012；880℃正火，860℃ × 40 min 加热端淬

3　渗碳钢

渗碳钢是一类重要的合金结构钢，这类钢的特点是用改变钢表面层化学成分的方法来获得特定的性能，以满足使用的要求。例如，航空发动机及其附件上、飞机壳体及其附件、仪表上、汽车、拖拉机、机床制造等各个部门中，都大量使用各种齿轮、轴、套筒等零件，这些零件不仅要求有硬而耐磨的表面层，而且还要求有强而韧的心部。表面渗碳是满足这种要求的一个最主要的技术措施。齿轮钢是渗碳钢应用中最具代表性的零件。

渗碳钢的碳含量（质量分数）一般在 0.12% ~ 0.25% 内，同时还含有适量的合金元素以保证钢具有一定的淬透性。渗碳钢经 900 ~ 950℃渗碳后，在淬火并低温回火状态下使用。渗碳钢往往可应用于碳、氮共渗场合，进行碳氮共渗的温度一般为 860 ~ 880℃，低于渗碳温度。

渗碳层的碳含量和层的深度，对零件的疲劳强度、接触疲劳强度与耐磨寿命有明显的影响。对于一般零件，渗碳层的碳含量限制为 0.8% ~ 1.1%，渗碳层的深度控制在 0.6 ~ 2.0 mm 之内。

由于用量大，不仅要求质量好和工作可靠性大，而且也必须价廉和符合国家的合金资源政策。因此，各国渗碳钢的成分存在较大差别。尽管如此，常用的合金钢系主要有 Cr - Mn、Cr - Mo、Cr - Ni - Mo（Cr - Mn - Ni - Mo）系，它们在质量和价格上依次提高，从而提供了必要的选材条件。

3.1　对渗碳钢的性能要求

(1) 较好的综合力学性能

渗碳钢是用于制造承力构件的，因此，首先要求在渗碳和淬火、低温回火后具有较高的强度、疲劳极限以及较好的塑性和冲击韧性。随着心部强度的提高，渗碳件的强度也随之提高。同时，在韧性断裂时，心部的冲击韧性愈高，渗碳件的冲击韧性也越高。

其次是经渗碳和淬火、低温回火后，渗碳层应有较高的强度和耐磨性，以不致因过早磨损或接触疲劳破坏而报废。同时还应具有较高的抗弯强度和一定的塑性。只有渗碳层具有高的抗弯强度，才能使渗碳件具有高的抗弯强度；只有渗碳层具有一定的塑性，才能消除部分应力集中而提高渗碳层的缺口抗弯强度。

(2) 较好的工艺性能

除了对一般钢都要求的锻轧、切削等必要的工艺性外，渗碳钢还特别要求渗碳及渗后热处理的工艺性要好，主要包括：

1) 钢的过热敏感性要小，即在 930℃的高温下渗碳时，要求晶粒不显著增大；

2) 有良好的渗碳性能，即渗碳速度快、表面碳量适当、渗碳层的浓度梯度平缓等；

3) 钢应有足够的淬透性，一方面可以保证零件心部有较高的强度、塑性和韧性，另一方面也可以采用和缓的淬火介质，使零件的变形和开裂倾向大大减小；

4) 零件在渗碳淬火后变形要小，此点对淬火后不再经切削加工的零件更为重要。

(3) 较好的冶金质量

1) 当钢中存在粗大的夹杂物，特别是当夹杂物存在于表层时，会造成应力集中，成为裂纹的起源。

2) 碳含量（质量分数）为 0.20% 左右的渗碳钢，锻轧后很容易产生带状组织，它的存在除了会造成渗碳层碳含量不均匀，而使零件表面硬度不均匀外，同时还会引起渗碳层厚度不均匀；对于零件心部，带状组织将引起性能的方向性，这对齿轮类零件是很不利的。

(4) 好的经济性

3.2　渗碳钢的合金化

为了使渗碳件心部具有较高的综合力学性能，应考虑以下因素。

(1) 使钢具有适当的碳含量

渗碳钢基体的碳含量影响渗碳件的心部强度，从而影响零件的力学性能。为了保持心部材料具有必要的强度和适宜的韧性，同时还应具有足够高的表层残余压应力，渗碳钢的基体碳含量（质量分数）一般都选择在 0.15% ~ 0.25% 范围内。有些受冲击载荷不大的零件的损坏，往往不是起因于心部韧性不足，而是由于强度不高所致。在这种情况下，为了提高心部强度，以及减少渗碳时间，个别钢种的碳含量（质量分数）也有采用 0.25% ~ 0.35% 的，但重要用途的零件和受冲击载荷较大的零件，例如航空齿轮用钢的碳含量（质量分数），一般均取 0.20% 以下。一般而言，渗碳钢的低碳含量是其成分上的一个显著特点。

(2) 提高淬透性

保证渗碳钢心部组织和性能的核心是淬透性。一般用途渗碳件的心部组织为体积分数 50% 左右的马氏体加其他非马氏体组织，而对于重要用途和受大负荷的重要零件例如航空渗碳齿轮，最好使零件在热处理时淬透，心部组织为马氏体或马氏体/贝氏体组织。

提高淬透性的常用合金元素有 Cr、Mn、Ni、Mo、B 等。

合金元素影响心部淬透性的能力见图 13.2-171。该图的碳含量（质量分数）为 0.15% ~ 0.30%，以形成 50% 马氏体为依据。合金元素影响渗碳层淬透性的能力见图 13.2-172。该图的碳含量为 0.70% ~ 1.00%，以获得不小于体积分数 90% 马氏体为判据。由此可见，不论在低碳（心部）和高碳（渗层）水平下，Mo 对淬透性的贡献均居诸元素之首，且在高碳情况下更强烈；Si 对心部材料淬透性的影响可以忽略不计，而对渗层的淬透性作用却跃居于 Cr、Mn 之上；Cr、Mn、Ni 等元素对心部和渗层的淬透性都有明显作用。

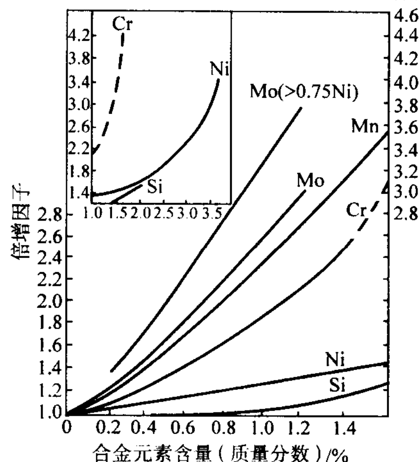


图 13.2-171　合金元素对心部材料淬透性的影响

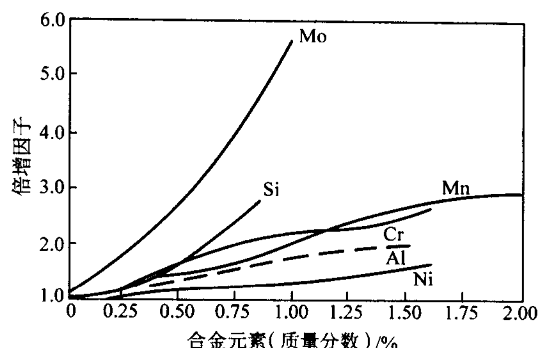


图 13.2-172　合金元素对渗碳层材料淬透性的影响

（3）渗层碳含量、深度和表层硬度

对一般零件，渗碳层的碳含量一般为 0.8% ~ 1.1%。若表层碳含量太高，碳化物量过多，易造成碳化物分布不均匀，使其呈粗大块状、针状或网状分布。一般地讲，碳化物形成元素增大钢表面吸收碳原子的能力，增大渗碳层中的碳浓度，阻碍碳原子在奥氏体中的扩散。前两者加速渗碳，有利于加大渗碳层的深度，而后一因素不利于渗碳层的加深。总的效果是 Cr、Mo 等元素加大渗碳层的深度，Ti 减少渗碳层的深度。非碳化物形成元素的作用却相反，Ni、Si、Cu 等元素减慢渗碳，不利于渗碳层的加深，见图 13.2-173。为了避免渗碳层中碳含量过高甚至形成多量的块状碳化物，钢中的碳化物形成元素含量不能过高。为了不致严重影响渗碳速度，钢中 Si 量也不能过高。对于加速渗碳来说，Mn 是有效的元素，它不过分增多渗碳层中的碳含量，不会在渗碳层中产生多量的大块碳化物。图 13.2-174 是有效渗碳层深度与疲劳极限的关系。可见，有效渗碳层深度影响疲劳极限，但它们间并非正比关系。

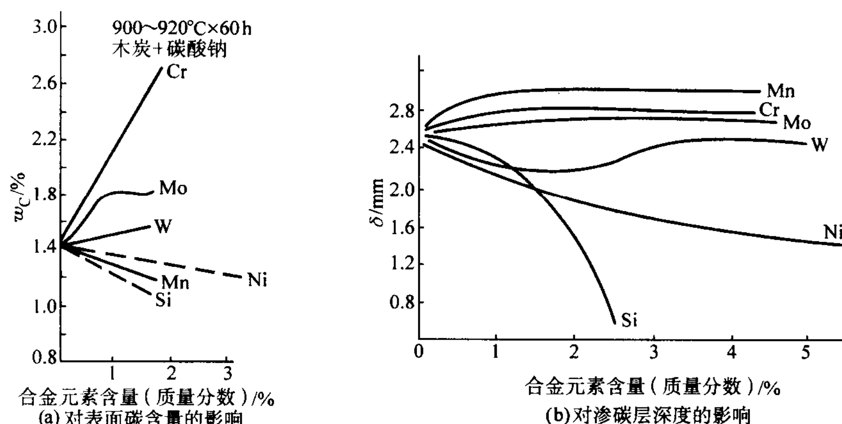


图 13.2-173　合金元素对渗碳层的表面碳含量和渗碳层深度的影响

高的表层硬度对于抗磨损和抗疲劳都是极为重要的。提高表层硬度最有效的方法是提高表面碳含量，但表面碳含量并非越高越好。许多合金渗碳钢都有其对应的最佳表面碳浓度。图 13.2-175 表明，含 Mo 的合金渗碳钢可以在较宽的表明碳含量范围（0.5% ~ 1.0%）内有较高的表面硬度值。

（4）减少钢的过热敏感性，细化晶粒

通常加入强或较强的碳化物形成元素例如 Ti、V、Mo、W 等。对重要的零件，例如汽车齿轮，在热处理后要检查渗碳层中马氏体针的大小。

（5）避免在渗层组织中出现贝氏体

渗层组织中如果出现贝氏体会降低冲击断裂强度和疲劳抗力。合金元素可以抑制渗碳层中贝氏体的出现。图 13.2-176 为合金元素单独添加时抑制贝氏体出现的能力。图中 DFB（Distance From Bainite）用于表示组织中从渗碳的 Jominy

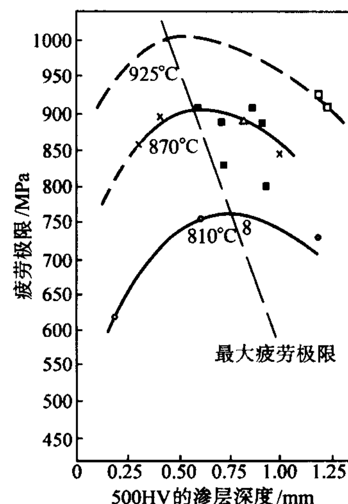


图 13.2-174　有效渗碳层深度与疲劳极限的关系

淬透性试样的淬火末端到贝氏体开始出现的距离。DFB 值大表示抑制贝氏体生成的能力较大。可见，Mo 和 Cr 比 Mn 和 Ni 具有更大的抑制渗层中贝氏体出现的作用。Mo 和 Cr 共用时抑制贝氏体出现的效应见图 13.2-177。不同合金元素及其复合添加，在抑制渗碳层中贝氏体的出现方面，可用下列回归方程描述：

$$DFB = 54.7Mo^2 + 6.4Cr^3 - 76.1MoNi + 118MnMoNi + 106.1MnCrMo + 15.5MnNiCr + 52.9MoNiCr + 1.18$$

式中各元素含量均以质量分数（%）代入。

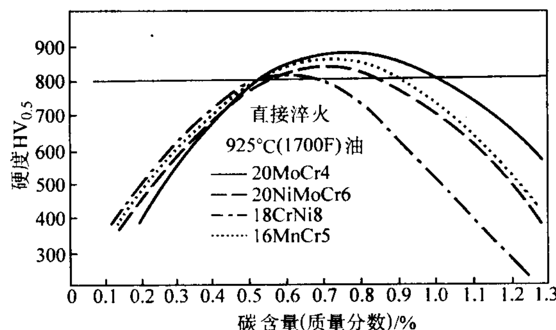


图 13.2-175　不同钢种的表面硬度与表面碳含量的关系

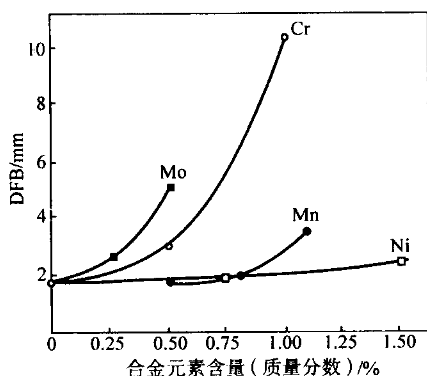


图 13.2-176　合金元素抑制渗层贝氏体的能力

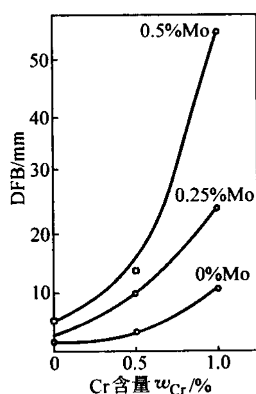


图 13.2-177　Cr-Mo 共同抑制渗碳层中的贝氏体

(6) 渗层中表面氧化

设计渗碳钢成分时，需考虑渗碳过程中的抗氧化性。因为渗碳处理时，气体混合物中含有氧气，导致渗碳层中与氧亲和力大的元素发生氧化。渗层中一旦出现氧化，其作用就像生成了表面裂纹，它以两种方式降低疲劳性能：氧化的晶界成为裂纹的萌生位置；在基体中由于优先氧化的合金元素消耗，降低了淬透性，导致非马氏体组织的形成，降低表面残余压应力，严重者可能产生残余拉应力。渗层表面氧化降低疲劳性能的危害程度与钢中的元素性质有关，见图 13.2-178。可见，Cr、Mo 共用的 EX15 和含 Mo 的 SAE4028 钢较高的疲劳性能应归因于减少了晶界氧化和比较高的残余压应力。图 13.2-179 为氧化层深度与疲劳强度的关系。可见，如果非马氏体网大小≤13 μm，在大于 100 万次循环下的疲劳强度还是较高的，而氧化层深大于 13 μm 时，疲劳强度将有较大降低。

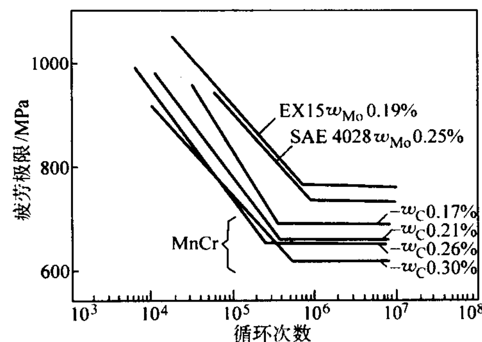


图 13.2-178　不同成分钢的疲劳性能

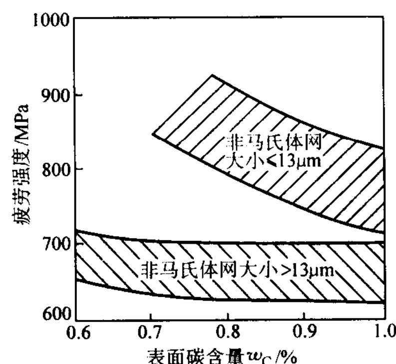


图 13.2-179　氧化层深度与疲劳强度的关系（循环 100 万次）

(7) 过载抗力

抗过载能力的衡量方法是弯曲冲击断裂强度。它是一种模拟单个齿牙形状的试样（见图 13.2-180），按规定的渗碳工艺处理后，在专用的冲击实验机上测定冲击断裂强度，其值的高低对应于抗过载能力的大小。图 13.2-181 为合金元素和碳对冲击断裂强度的影响。可见，高 Mo 的 Mo-Cr-Ni 共用的 EX55 钢，冲击断裂强度最高；Mo 含量较低的 Mo-Cr 共用钢均属于中间水平；不含 Mo 的 Cr-Mn 钢，冲击断裂强度最低。还可以看出，心部碳含量提高，冲击断裂强度降低。

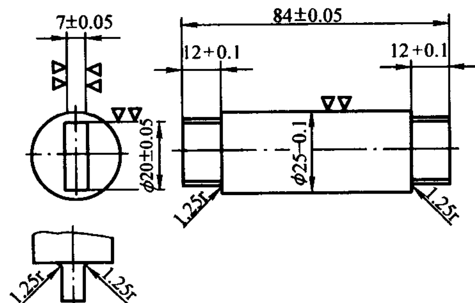


图 13.2-180　弯曲冲击实验试样

(8) 不使渗碳层有过多的残余奥氏体

渗碳后表面碳含量（质量分数）增大到 0.8%～1.0%，M_s 点温度显著降低，淬火后渗碳层中含有大量的残余奥氏

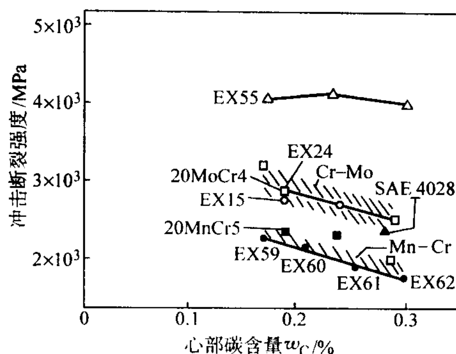


图 13.2-181　不同成分钢对冲击断裂强度的影响

体，见图 13.2-182。残留奥氏体最多的位置往往在离表面 0.1 ~0.2 mm 处，此处淬火后硬度最低。过量的残余奥氏体将严重影响零件的疲劳强度和耐磨性。此外，残余奥氏体在磨削加工时会转变成马氏体，引起表面裂纹。对此，需控制使 M_s 点降低的合金元素含量，或残余奥氏体，淬火后进行冷处理，或渗碳后淬火前增加一道较长时间的高温回火工序。

（9）可切削性

渗碳钢的锻造毛坯，需经复杂的切削加工。通常采用亚临界温度退火，以获得铁素体 + 珠光体组织。Cr - Mo 钢可在很短时间内完成铁素体 + 珠光体转变，而 Mn - Ni 钢即使在恰当的温度下保持很长时间仍不能充分转变。这是因为 Mn 和 Ni 为奥氏体稳定化元素，而 Cr 和 Mo 为铁素体稳定化元素。

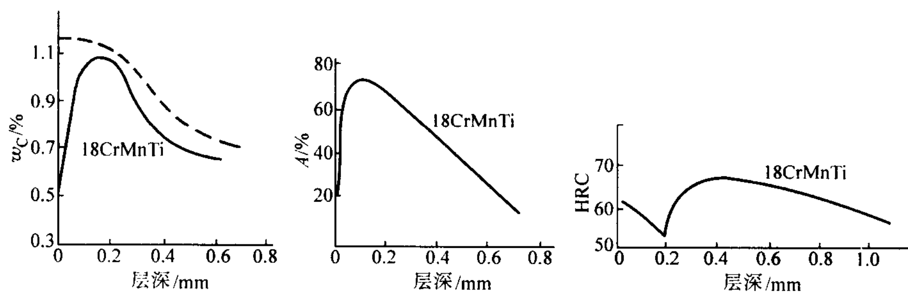


图 13.2-182　18CrMnTi 钢渗碳层中的残留奥氏体与渗碳层中碳含量的关系
（渗碳 920℃ × 6 h 后直接淬火）［虚线—层中碳含量，实线—固溶体中碳含量］

3.3　常用渗碳钢

渗碳钢按淬硬性可分级如下：1）15、20；2）15Cr、20Cr、20MnV、20Mn2B；3）20MnVB、20MnMoB、20Mn2TiB、25MnTiBRE、20CrMnTi、20CrMn、20CrMo、12CrNi2；4）12CrNi3、22CrMnMo、20SiMnVB；5）12Cr2Ni4、18Cr2Ni4W、SiMnMoV、20CrNiMo。其中一些钢的淬透性曲线见图 13.2-183。应当指出的是，钢中碳含量越低，B 增大钢淬透性的能力越大，所以在渗碳钢中利用 B 是非常有利的。

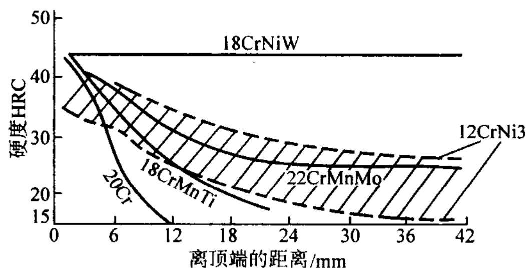


图 13.2-183　几种渗碳钢的淬透性比较

渗碳钢品种繁多，世界各国都根据使用性能要求和本国的资源条件，建立各自的渗碳用钢系列。世界各国常用的渗碳钢钢号见表 13.2-291 ~ 表 13.2-296。

纵观表中所列各国渗碳钢号可以看出：

1）当前实际常用钢系，法国和日本以 Cr - Mo 钢系为主，德国以 Cr - Mn 钢系为主，美国以 Cr - Ni - Mo 钢用得较普遍。

2）围绕碳含量的改变建立系列钢号，日本、法国、德国都有这种情况，最典型的是美国的“86”系列，从 8615 ~ 8630，每隔 0.02% ~ 0.03%C（质量分数）就确立一个钢号。它除了淬硬性和强度要求外，还蕴含有淬透性“微调”问题。以 J3、J9、J15 点为例，计算如表 13.2-297 所示。由此可以反映出国外齿轮制造厂从材料角度控制齿轮制造的热处理变形较为广泛。

3）美国渗碳钢种几乎都含有 Mo，其他国家也有许多含 Mo 钢。显然，这与 Mo 的优异作用有关。

4）除我国沿用前苏联推荐的（18）20CrMnTi 钢含有 Ti 以外，其他世界各国的渗碳钢都不含 Ti。这是因为 Ti 加入钢中形成具有棱角尖锐的难变形的 TiN 夹杂，而使疲劳裂纹很容易在它和具体的界面处萌生，导致零件过早失效。

5）随着认识的深化，现代渗碳钢要求把 Si 含量尽可能降至最低。例如德国 20MnCr5 系列，要求硅含量 ≤0.12%。这是因为 Si 在渗层中最易导致内氧化形成“黑色网状组织”缺陷，使疲劳寿命急剧降低。此外，某些用途的渗碳钢中的硫含量，规定了下限要求，这主要是从易切削方面考虑的。

6）德国 ZF6、ZF7 钢分别是 DIN 标准中 16MnCr5 和 20MnCr5 的加 B 处理的改性钢，不过它与一般 B 钢的传统冶炼概念截然不同。一般是为了保护 B 的淬透性，冶炼时在加 B 前先加 Ti 固［B］，以使钢中有尽可能多的固溶 B，达到成分发挥 B 提高淬透性的目的。德国却相反，它们明确规定禁止加 Ti，并要求［N］量提高到 0.015% 左右，以便形成足够多的 BN，只留下痕量的固溶 B（如硼含量为 0.000 5%），从而既起到提高淬透性作用，又避免了传统 B 钢淬透性波动极大的缺点。

7）我国渗碳钢有十多个钢号，但多年来大量应用的只有 20CrMnTi 一个钢号，品种十分单一。

表 13.2-291　美国渗碳钢 SAE 标准

钢号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	其他
4023H	0.20 ~ 0.27	0.20 ~ 0.35	0.60 ~ 1.00	< 0.040	< 0.040		0.20 ~ 0.30		
4118H	0.17 ~ 0.23	0.20 ~ 0.35	0.60 ~ 1.00	< 0.040	< 0.040	0.30 ~ 0.70	0.08 ~ 0.15		

续表 13.2-291

钢号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	其他
4317H	0.14～0.21	0.20～0.35	0.40～0.70	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.20～0.30	1.5～2.0	
4320H	0.16～0.23	0.20～0.35	0.40～0.70	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.20～0.30	1.5～2.0	
4615H	0.12～0.18	0.20～0.35	0.40～0.70	<0.040	<0.040		0.20～0.30	1.5～2.0	
4617H	0.14～0.20	0.20～0.35	0.40～0.70	<0.040	<0.040		0.20～0.30	1.5～2.0	
4620H	0.17～0.24	0.20～0.35	0.40～0.70	<0.040	<0.040		0.20～0.30	1.5～2.0	B>0.000 5
4621H	0.17～0.24	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	<0.20	0.20～0.30	1.5～2.0	B>0.000 5
46B12H	0.09～0.15	0.20～0.35	0.45～0.75	<0.040	<0.040		0.20～0.30	1.5～2.0	B>0.000 5
4618H	0.15～0.21	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.30～0.60	0.30～0.40	0.85～1.25	B>0.000 5
4720H	0.17～0.23	0.20～0.35	0.45～0.75	<0.040	<0.040	0.30～0.60	0.15～0.25	0.85～1.25	B>0.000 5
4812H	0.10～0.17	0.20～0.35	0.30～0.60	<0.040	<0.040		0.20～0.30	3.20～3.80	B>0.000 5
4815H	0.12～0.19	0.20～0.35	0.35～0.65	<0.040	<0.040		0.20～0.30	3.20～3.80	B>0.000 5
4817H	0.14～0.21	0.20～0.35	0.35～0.65	<0.040	<0.040		0.20～0.30	3.20～3.80	B>0.000 5
4820H	0.17～0.24	0.20～0.35	0.45～0.75	<0.040	<0.040		0.20～0.30	3.20～3.80	B>0.000 5
6120H	0.17～0.23	0.20～0.35	0.60～1.00	<0.040	<0.040	0.60～1.00			V>0.10
8615H	0.12～0.19	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8617H	0.14～0.21	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8620H	0.17～0.24	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8622H	0.20～0.27	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8625H	0.22～0.29	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8627H	0.25～0.32	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8630H	0.27～0.34	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75	
8720H	0.17～0.24	0.20～0.35	0.60～0.95	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.20～0.30	0.35～0.75	
8822H	0.19～0.25	0.20～0.35	0.70～1.05	<0.040	<0.040	0.35～0.65	0.30～0.40	0.35～0.75	
9310H	0.07～0.14	0.20～0.35	0.40～0.70	<0.040	<0.040	1.00～1.45	0.08～0.15	2.95～3.55	
94B15H	0.12～0.18	0.20～0.35	0.70～1.05	<0.040	<0.040	0.25～0.55	0.08～0.15	0.25～0.65	B>0.000 5
94B17H	0.14～0.20	0.20～0.35	0.70～1.05	<0.040	<0.040	0.25～0.55	0.08～0.15	0.25～0.65	B>0.000 5

表 13.2-292 日本渗碳钢 JIS 标准

钢号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	其他
SMn420H	0.17～0.23	0.15～0.35	1.20～1.50	≤0.030	≤0.030				
SMnC420H	0.17～0.23	0.15～0.35	1.20～1.50	≤0.030	≤0.030	0.35～0.70			
SCr415H	0.13～0.18	0.15～0.35	0.60～0.85	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20			
SCr420H	0.18～0.23	0.15～0.35	0.60～0.85	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20			
SCM415H	0.13～0.18	0.15～0.35	0.60～0.85	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20	0.15～0.30		
SCM418H	0.16～0.21	0.15～0.35	0.60～0.85	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20	0.15～0.30		
SCM420H	0.18～0.23	0.15～0.35	0.60～0.85	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20	0.15～0.30		
SCM421H	0.17～0.23	0.15～0.35	0.70～1.00	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20	0.15～0.30		
SCM822H	0.20～0.25	0.15～0.35	0.60～0.85	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20	0.35～0.45		
SNCM220H	0.17～0.23	0.15～0.35	0.60～0.90	≤0.030	≤0.030	0.40～0.65	0.15～0.30	0.40～0.70	
SNCM415H	0.12～0.18	0.15～0.35	0.40～0.70	≤0.030	≤0.030	0.40～0.65	0.15～0.30	1.60～2.00	
SNCM420H	0.17～0.23	0.15～0.35	0.40～0.70	≤0.030	≤0.030	0.40～0.65	0.15～0.30	1.60～2.00	
SNCM616H	0.13～0.20	0.15～0.35	0.80～1.20	≤0.030	≤0.030	1.40～1.80	0.40～0.60	2.80～3.20	
SNCM815H	0.12～0.18	0.15～0.35	0.30～0.60	≤0.030	≤0.030	0.70～1.00	0.15～0.30	4.00～4.50	
SNC415H	0.12～0.18	0.15～0.35	0.35～0.65	≤0.030	≤0.030	0.20～0.50		2.00～2.50	
SNC815H	0.12～0.18	0.15～0.35	0.35～0.65	≤0.030	≤0.030	0.70～1.00		3.00～3.50	

表 13.2-293 德国渗碳钢 DIN 标准

钢号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	其他
15CrMo3	0.10~0.18	0.15~0.35	0.60~0.90	<0.040	<0.040	0.60~0.90	0.10~0.20		
18CrMo3	0.14~0.22	0.15~0.35	0.70~1.00	<0.040	<0.040	0.50~0.80	0.10~0.20		
21CrMo3	0.19~0.25	0.15~0.35	0.50~0.80	<0.040	<0.040	0.70~1.00	0.20~0.30		
16CrMo4	0.13~0.20	0.15~0.35	0.50~0.80	<0.035	<0.035	0.90~1.20	0.20~0.25		
22CrMo4	0.19~0.26	0.15~0.35	0.50~0.80	<0.035	<0.035	0.90~1.20	0.20~0.30		
25CrMo4	0.22~0.29	0.15~0.35	0.50~0.80	<0.035	<0.035	0.90~1.20	0.15~0.25		
15CrMo5	0.13~0.17	<0.35	0.80~1.10	<0.035	<0.035	1.00~1.30	0.20~0.30		
20CrMo5	0.17~0.22	<0.35	0.90~1.20	<0.035	<0.035	1.10~1.40	0.20~0.30		
24CrMo5	0.20~0.28	0.15~0.35	0.40~0.70	<0.035	<0.035	1.00~1.30	0.20~0.25		
26CrMo7	0.22~0.30	0.15~0.25	0.50~0.70	<0.035	<0.035	1.50~1.80	0.20~0.25		
20CrMo9	0.16~0.24	0.15~0.35	0.30~0.50	<0.035	<0.035	2.10~2.40	0.25~0.35		
⋮									
15CrNi6	0.12~0.17	0.15~0.35	0.40~0.60	<0.035	<0.035	1.40~1.70		1.40~1.70	
18CrNi8	0.15~0.20	0.15~0.35	0.40~0.60	<0.035	<0.035	1.80~2.10		1.80~2.10	
24CrNi9	0.20~0.28	0.15~0.35	0.60~0.80	<0.035	<0.035	2.00~2.30		0.50~0.80	
16MnCr5	0.14~0.19	≤0.12	1.00~1.40	0.020~0.035	<0.035	0.80~1.20			Al0.020~0.055
20MnCr5	0.17~0.22	≤0.12	1.10~1.50	0.020~0.035	<0.035	1.00~1.30			Al0.020~0.055
25MnCr5	0.23~0.28	≤0.12	0.60~0.80	0.020~0.035	<0.035	0.80~1.00			Al0.020~0.055
28MnCr5	0.25~0.30	≤0.12	0.60~0.80	0.020~0.035	<0.035	0.80~1.00			Al0.020~0.055
ZF1	0.15~0.19	0.15~0.40	0.40~0.60	0.015~0.035	<0.030	1.40~1.70		1.40~1.70	
ZF1A	0.15~0.19	0.15~0.40	0.40~0.60	0.015~0.035	<0.030	1.50~1.80	0.25~0.35	1.40~1.70	
ZF6	0.13~0.18	0.15~0.40	1.00~1.30	0.015~0.035	<0.030	0.80~1.10			B0.001 0~0.003 0
ZF7	0.15~0.20	0.15~0.40	1.00~1.30	0.015~0.035	<0.030	1.00~1.30			B0.001 0~0.003 0

表 13.2-294 法国渗碳钢 NF 标准

钢号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	其他
16CD4	0.13~0.20	<0.35	0.60~0.90	≤0.035	≤0.025	0.85~1.15	0.15~0.30		
20CD4	0.17~0.23	<0.30	<0.60	≤0.025	≤0.025	0.80~1.20	0.15~0.30		
25CD4	0.22~0.30	<0.40	0.60~0.90	≤0.025	≤0.025	0.80~1.20	0.15~0.30		
30CD4	0.27~0.35	<0.40	0.60~0.85	≤0.025	≤0.025	0.85~1.15	0.15~0.30		
10CND6	<0.13	<0.40	0.35~0.70	≤0.035	≤0.035	1.20~1.60	0.15~0.30	0.80~1.20	
18CND6	0.13~0.22	<0.40	0.40~0.75	≤0.035	≤0.035	1.40~1.80	0.15~0.30	0.80~1.20	
10NC6	0.07~0.11	<0.40	0.60~0.90	≤0.035	≤0.025	0.90~1.25		1.20~1.60	
16NC6	0.12~0.18	<0.40	0.60~0.90	≤0.035	≤0.025	0.90~1.25		1.20~1.60	
20NC6	0.16~0.22	<0.40	0.60~0.90	≤0.035	≤0.025	0.85~1.20		1.20~1.60	
25NC6	0.22~0.29	<0.40	0.60~0.90	≤0.035	≤0.025	0.80~1.50		1.20~1.60	
15NCD2	0.13~0.18	<0.40	0.70~0.90	≤0.035	≤0.040	0.40~0.60	0.15~0.25	0.40~0.70	
20NCD2	0.18~0.23	<0.40	0.70~0.90	≤0.035	≤0.040	0.40~0.60	0.15~0.25	0.40~0.70	
10NCD4	0.07~0.13	<0.40	0.50~0.90	≤0.035	≤0.040	0.40~0.70	0.10~0.20	1.00~1.30	
16NCD4	0.12~0.19	<0.40	0.50~0.90	≤0.035	≤0.040	0.40~0.70	0.10~0.20	1.00~1.30	
25NCD4	0.22~0.28	<0.40	0.50~0.90	≤0.035	≤0.040	0.40~0.70	0.10~0.20	1.00~1.30	
16NCD13	0.12~0.18	<0.35	<0.50	≤0.020	≤0.025	0.85~1.15	0.15~0.35	3.30~3.50	
15CDV6	0.12~0.18	≤0.20	0.80~1.10	≤0.010	≤0.015	1.25~1.50	0.80~1.00		V0.20~0.30

表 13.2-295 前苏联渗碳钢 ГОСТ 标准

钢号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	其他
20X	0.17~0.23	0.17~0.37	0.50~0.80	<0.035	<0.035	0.70~1.00		<0.25	
15XГA	0.12~0.18	0.17~0.37	1.10~1.40	<0.035	<0.035	0.40~0.70		<0.40	
20XГ	0.17~0.23	0.17~0.37	0.90~1.20	<0.035	<0.035	0.90~1.20		<0.25	
18XГT	0.17~0.23	0.17~0.37	0.80~1.10	<0.035	<0.035	1.00~1.30		<0.25	Ti 0.06~0.12
20XГP	0.18~0.24	0.17~0.37	0.70~1.00	<0.035	<0.035	0.80~1.10		<0.25	B0.002~0.005
20XMA	0.17~0.24	0.17~0.37	0.40~0.70	<0.030	<0.035	0.80~1.10	0.15~0.25	<0.40	
12XIMФ	0.08~0.15	0.17~0.37	0.40~0.70	<0.035	<0.035	0.90~1.20	0.25~0.35	<0.25	V0.15~0.30
20XH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.40~0.70	<0.035	<0.035	0.45~0.75		1.00~1.40	
12XH3	<0.17	0.17~0.37	0.30~0.60	<0.40	<0.40	0.60~0.90		2.75~3.25	
20XH3	0.17~0.24	0.17~0.37	0.30~0.60	<0.025	<0.025	0.60~0.90		2.75~3.25	
20X2H4A	0.16~0.22	0.17~0.37	0.30~0.60	<0.025	<0.025	1.25~1.65		3.25~3.65	
18X2H4MA	0.15/0.22	0.17~0.37	0.40~0.70	<0.030	<0.035	1.45~1.75	0.20~0.30	3.25~3.75	
18X2H4WA	0.14~0.20	0.17~0.37	0.25~0.55	<0.025	<0.025	1.35~1.65		4.00~4.40	W0.80~1.20

表 13.2-296 中国渗碳钢标准（摘自 GB/T 5216—2004）

序号	牌号	化学成分（质量分数）/%									
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	Ti	V	Al
1	45H	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.85							
2	15CrH	0.12~0.18	0.17~0.37	0.55~0.90	0.85~1.25						
3	20CrH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.50~0.85	0.70~1.10						
4	21CrH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.55~0.90	0.85~1.25						
5	40CrH	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.85	0.70~1.10						
6	45CrH	0.42~0.49	0.17~0.37	0.50~0.85	0.70~1.10						
7	16CrMnH	0.14~0.19	≤0.37	1.00~1.40	0.80~1.20						
8	20CrMnH	0.17~0.22	≤0.37	1.10~1.50	1.00~1.30						
9	25CrMnH	0.23~0.28	≤0.37	0.60~0.80	0.80~1.00						
10	28CrMnH	0.25~0.30	≤0.37	0.60~0.80	0.80~1.00						
11	15CrMnBH	0.13~0.18	0.17~0.37	1.00~1.30	0.80~1.10						
12	17CrMnBH	0.15~0.20	0.17~0.37	1.00~1.30	1.00~1.30						
13	40MnBH	0.37~0.44	0.17~0.37	1.00~1.40				0.000 5~0.003 5			
14	45MnBH	0.42~0.49	0.17~0.37	1.00~1.40				0.000 5~0.003 5			
15	20MnVBH	0.17~0.23	0.17~0.37	1.05~1.45				0.000 5~0.003 5		0.07~0.12	
16	20MnTiBH	0.17~0.23	0.17~0.37	1.20~1.55				0.000 5~0.003 5	0.04~0.10		
17	20CrMoH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.55~0.90	0.85~1.25		0.15~0.25				
18	22CrMoH	0.19~0.25	0.17~0.37	0.55~0.90	0.85~1.25		0.35~0.45				
19	42CrMoH	0.37~0.44	0.17~0.37	0.55~0.90	0.85~1.25		0.15~0.25				
20	20CrMnMoH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.85~1.20	1.05~1.40		0.20~0.30				
21	20CrMnTiH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.80~1.15	1.00~1.35				0.04~0.10		
22	20CrNi3H	0.17~0.23	0.17~0.37	0.30~0.65	0.60~0.95	2.70~3.25					
23	12Cr2Ni4H	0.10~0.17	0.17~0.37	0.30~0.65	1.20~1.75	3.20~3.75					
24	20CrNiMoH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.60~0.95	0.35~0.65	0.35~0.75	0.15~0.25				
25	20CrNiMoAlH	0.17~0.23	0.17~0.37	0.60~0.95	0.35~0.65	0.35~0.75	0.15~0.25				0.02~0.4

3.3.1 15Cr

15Cr钢比相同碳含量的碳素钢具有较高的强度和淬透性。但是，现行标准规定的成分范围不很合理，经常发生强度（尤其是屈服强度）与塑性、韧性指标不能同时达到要求的矛盾。为了改善15Cr钢的力学性能，应控制碳含量（质量分数）在0.14～0.17%，铬含量（质量分数）在0.87%～1.05%，要避免出现碳含量和铬含量同时低于上述范围的下限，淬火介质温度不宜高出20℃。对于780～820℃第二次淬火的钢，不易达到$\sigma_s \geq 550$ MPa。15Cr钢渗碳时表面易形成网状碳化物；晶粒长大倾向比15钢稍好，渗碳后降温淬火应限于形状简单，心部强度要求不很高的零件。

常用15Cr钢制造套管、曲柄销、活塞销、活塞环、联轴节及高速工作的受力不大的小齿轮、小凸轮轴、小轴、铆钉、螺钉等零件。对变形要求不严的某些零件可以水淬，以便获得更高的表面硬度。15Cr钢焊接性能尚好，切削性能较好。

（1）化学成分（表13.2-297）

（2）物理常数

临界点：表13.2-298。

表13.2-297 15Cr钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	P	S
0.12～0.18	0.17～0.37	0.40～0.70	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035

注：摘自GB/T 3077—1999。

表13.2-298 15Cr钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
766	838	799	702

密度：7.83 g/cm³。

弹性模量（退火）E 202 860 MPa。

线胀系数：表13.2-299。

表13.2-299 15Cr钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～400	20～600
$\alpha_l/10^{-6}\cdot K^{-1}$	11.3	11.6	13.2	14.2

（3）力学性能（表13.2-300～表13.2-305和图13.2-184～图13.2-186）

表13.2-300 15Cr钢室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
	MPa		%			
880℃，800℃水或油淬，200℃回火水或空冷	≥735	≥390	≥11	≥45	≥54.9	①
880℃，820℃水淬，200℃空冷	755～1 320 / 960	545～1 065 / 640	11～23 / 15.0	45～63.5 / 52	54.9～142.7 / 85.5	51炉钢
880℃，780℃水淬，200℃空冷	710～1 120 / 900	415～860 / 600	10～26 / 17.8	41～67.5 / 55.4	43.1～172.5 / 98.8	50炉钢

注：热处理毛坯直径为15 mm；分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自GB/T 3077—1999。

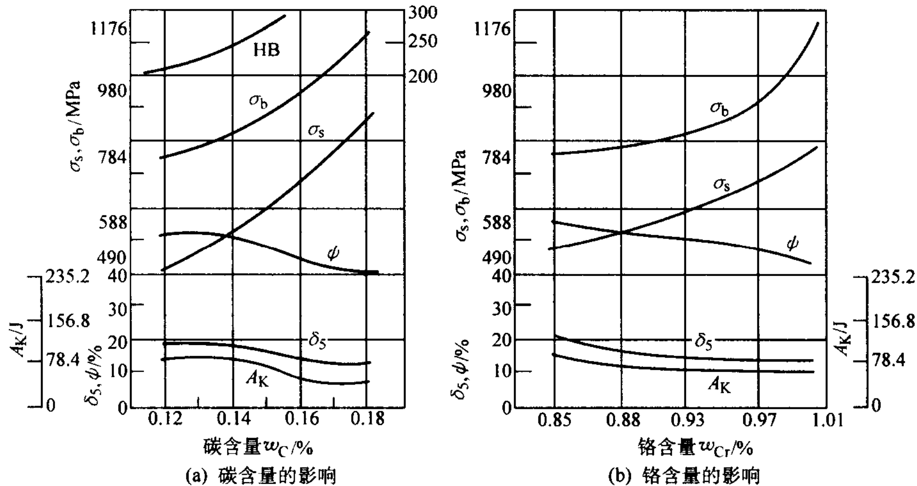


图13.2-184 碳含量和铬含量对力学性能的影响

热处理毛坯 ϕ15 mm；880℃，800℃两次水淬，200℃空冷；（a）含有（质量分数）（%）Si 0.20%～0.32%、Mn 0.42%～0.65%、Cr 0.85%～1.0%；（b）w_C 0.16%，从62批数据中选出

表13.2-301 淬火介质温度对15Cr钢力学性能的影响

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	淬火介质温度/℃	试样数	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
				MPa		%		
15	880℃；800℃水淬，200℃回火空冷	22	8	1 220	910	12.4	41.9	55.7
		27	8	910	540	10.4	44.1	848

1. 试棒取自 ϕ32 mm热扎材。2. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.18，Si 0.23，Mn 0.66，Cr 0.94。

表 13.2-302　不同直径 15Cr 钢钢材热处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	取样部位	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
			MPa		%		
25	925℃ × 6 h 渗碳，降温至 875℃直接淬水，200℃ × 90 min 回火空冷	中心	925	780	15	43	73.7
6.5	925℃ × 6 h 渗碳，降温至 875℃直接淬水，200℃ × 90 min 回火空冷	中心	1 175	1 080	10	40	

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Si 0.27，Mn 0.51，Cr 0.74，Ni 0.28，P 0.007，S 0.007。

表 13.2-303　15Cr 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_{-1}
		MPa	
20	820℃油淬，170℃ × 3 h 回火空冷	805	325

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.16，Si 0.23，Mn 0.49，Cr 0.95，Ni 0.14，P 0.023，S 0.012。

表 13.2-304　15Cr 钢渗碳后的抗弯强度

试样尺寸 /mm × mm × mm	热处理制度	断裂负荷 /kN	f_{max} /mm	断口
15 × 15 × 120 支点 100	925℃ × 6 h 渗碳，降温到 875℃水淬，200℃ × 90 min 回火空冷	29.2	1.27	脆性

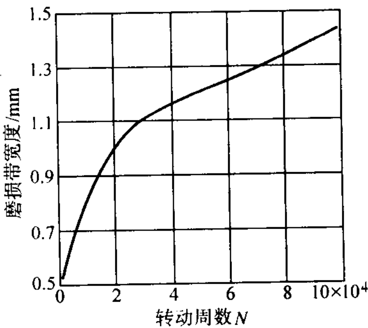


图 13.2-185　15Cr 钢渗碳后的耐磨性
(925℃渗碳 6 h，降温到 875℃油淬，200℃回火，表面 59 ~ 60HRC)

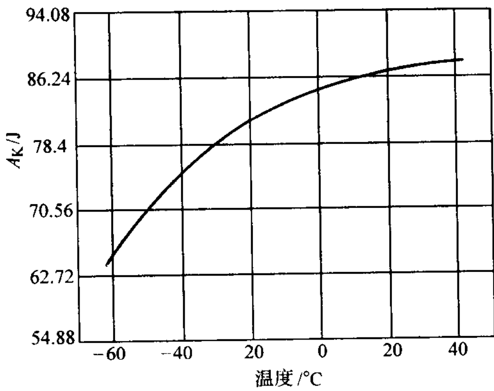


图 13.2-186　15Cr 钢低温冲击韧度
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Si 0.27，Mn 0.51，Cr 0.74，Ni 0.28，P 0.007；S 0.007，875℃水淬，200℃回火空冷

表 13.2-305　15Cr 钢高温蠕变强度

温度/℃	400	450	500
$\sigma_{0.1/10000}$/MPa	140	90	60

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.1，Cr 1.0。

(4) 工艺性能（表 13.2-306、表 13.2-307 和图 13.2-187、图 13.2-188）

表 13.2-306　15Cr 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 240 ~ 1 260	1 220	> 800	堆冷

表 13.2-307　15Cr 钢热处理工艺参数

项目	正火	高温回火	渗碳	Ⅰ淬火	Ⅱ淬火	回火	渗碳	淬火	回火
温度/℃	870 ~ 900	700 ~ 720	900 ~ 920	860 ~ 890	780 ~ 820	170 ~ 190	900 ~ 920	870	180 ~ 200
冷却	空气	空气		油	油	空气	降温到 870℃	油	空气
硬度 HB	≤270	≤179				表面≥56HRC 心部≤300			表面≥54HRC 心部≤300

3.3.2　20Cr

20Cr 钢比相同碳含量的碳素钢的强度和淬透性都明显提高，油淬到半马氏体硬度的淬透性为 ϕ20 ~ 23 mm。这种钢淬火低温回火后具有良好的综合力学性能，低温冲击韧性良好，回火脆性不明显。渗碳时钢的晶粒有长大倾向，所以要求二次淬火以提高心部韧性，不宜降温淬火。当正火后硬度为 170 ~ 217HB 时，相对切削加工性约为 65%，焊接性中等，焊前应预热到 100 ~ 150℃，冷变形时塑性中等。冶金厂生产

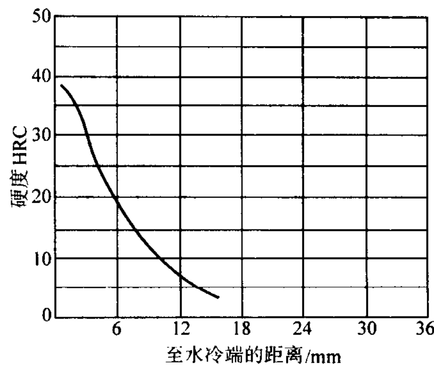


图 13.2-187　15Cr 钢淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Si 0.27，Mn 0.51，Cr 0.74，Ni 0.28，P 0.007，S 0.007；895℃ × 50 min 加热端淬

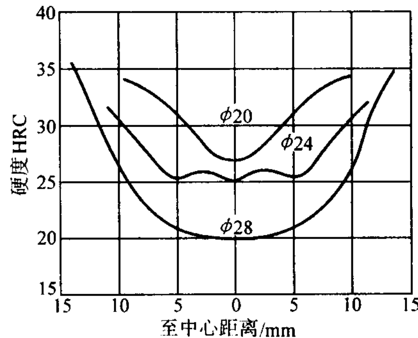


图 13.2-188　不同直径钢材淬火后截面的硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Si 0.27，Mn 0.51，Cr 0.74，Ni 0.28，P 0.007，S 0.007；热处理：ϕ20 mm × 895℃保温 35 min，ϕ24 mm 和 ϕ28 mm 保温 45 min，水淬

发现，20Cr 钢塑性、延性偏低。

20Cr 钢常用于制造截面小于 30 mm 的、形状简单的、转速较高的渗碳或氰化件，例如活塞销、小轴、小齿轮、阀、衬套、托盘、棘轮等零件，也可用于调质零件。

(1) 化学成分（表 13.2-308）

表 13.2-308　20Cr 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	P	S
0.18 ~ 0.24	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.70 ~ 1.00	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点：表 13.2-309。

表 13.2-309　20Cr 钢临界点（近似值）　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
765	836	799	702

密度：7.63 g/cm³。

线胀系数：表 13.2-310

表 13.2-310　20Cr 钢线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.3	11.6	12.5	13.2	13.7	14.2

(3) 室温力学性能（表 13.2-311 ~ 表 13.2-313 和图 13.2-189 ~ 图 13.2-194）

表 13.2-311　20Cr 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
15	880℃水或油淬，800℃水或油淬，200℃回火	≥833	≥539	≥10	≥40	58.8	①
15	880℃ × 40 min 水淬，800℃ × 30 min 水淬，200℃ × 180 min 空冷	870 ~ 1 285 / 1 035	540 ~ 795 / 655	10 ~ 20 / 15.8	36 ~ 58 / 47.6	58.8 ~ 117.6 / 94.1	115 炉钢
15	890℃ × 40 min 水淬，800℃ × 20 min 水淬，200℃ × 180 min 空冷	1 135 ~ 1 450 / 1 215	815 ~ 1 175 / 980	10 ~ 13 / 12.5	39 ~ 49 / 40	63.7 ~ 97.0 / 82.32	14 炉电渣钢
15	950℃ 空冷，860℃ × 40 min 油淬，200℃ × 90 min 回火空冷	990	615	17	58.0	90.2	②
25	925℃伪渗碳 6 h，降温 875℃淬火 200℃回火	1 215	1 040	9.5	32	53.9	③

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.24，Si 0.29，Mn 0.57，Cr 0.90，P 0.018，S 0.006，Ni 0.1。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.26，Mn 0.60，Cr 0.87，P 0.020，S 0.012，Ni 0.07。

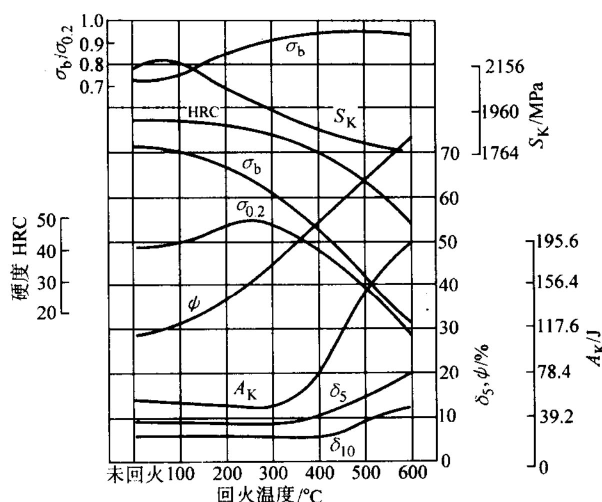


图 13.2-189　20Cr 钢不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.25，Mn 0.61，Cr 0.89，P 0.012，S 0.013；热处理：(880 ± 10)℃10 min，淬入 8% ~ 10% NaOH 水溶液中；热处理毛坯直径为 ϕ10 mm

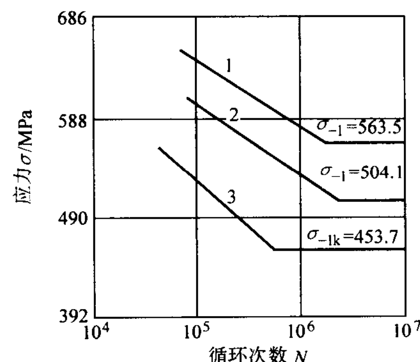


图 13.2-192　疲劳性能曲线

1，3—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.25，Mn 0.61，Cr 0.89，S 0.013，P 0.012%；缺口试样 $r = 0.95$ mm，$K_t = 1.72$；880℃淬入 10% NaOH 水溶液，200℃回火；2—用钢成分（质量分数(%)：C 0.20，Si 0.34，Mn 0.22，Cr 0.85，S 0.022，P 0.006，890℃高频淬火，120 ~ 130℃回火空冷，淬火层深 2.5 mm）

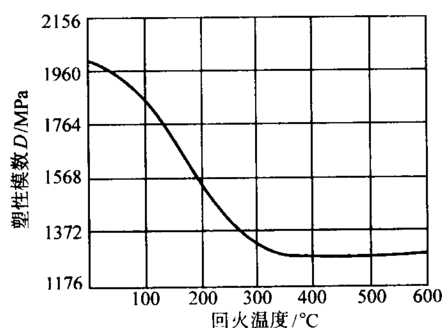


图 13.2-190　20Cr 钢不同温度回火后塑性模数的变化曲线

880℃淬入 8% ~ 10% NaOH 水溶液，然后回火

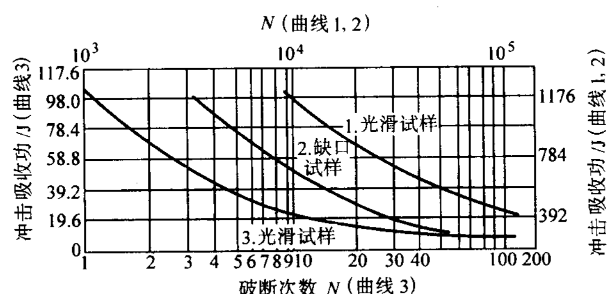


图 13.2-193　多次冲击破断拉伸次数与冲击吸收功的关系

曲线 2，$K_t = 3.8$；3 种试样的热处理制度：880℃油淬，200℃回火空冷；热处理后，σ_b151，σ_s129，S_K2 550 MPa；ψ_K63%，A_K100 J，46HRC

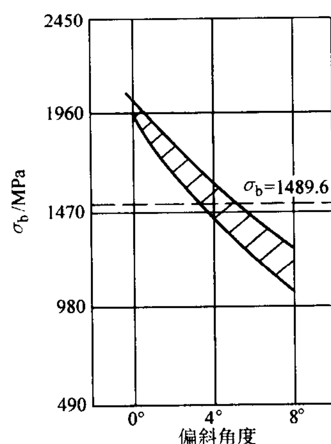


图 13.2-191　缺口偏斜抗拉强度

880℃淬入 8% ~ 10% NaOH 水溶液中，200℃回火，环状"V"形缺口 60°，$r = 0.1$ mm

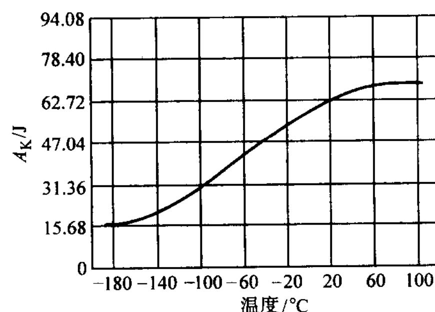


图 13.2-194　20Cr 钢低温冲击吸收功

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.24，Si 0.29，Mn 0.57，Cr 0.90，P 0.018，S 0.006，Ni 0.10；热处理：930℃ × 90 min，降温到 840℃油淬，840℃加热第二次油淬，200℃回火；302 ~ 311HB

表 13.2-312 渗碳和伪渗碳后20Cr钢的弯曲强度和冲击吸收功

热处理制度	静弯曲负荷/kN				薄片试样弯曲强度			冲击吸收功 A_K/J
	P_L	$P_{0.03}$	P_s	P_K	表面 HRC	心部 HRC	σ_b/MPa	
930℃×10 h 渗碳，降温到830℃×10 min，油淬，190℃×90 min回火	56.84	44.394	34.79	33.81	59	53.5	1 850	50.96
930℃×8 h 伪渗碳，降温到850℃保温10 min，油淬，200℃×60 min回火		30.87	24.5					

注：1. P_{max}—断裂负荷，$P_{0.03}$—挠度为0.003 mm时负荷，P_s—屈服负荷，P_K—缺口试样的断裂负荷（缺口深0.3 mm，$r=0.2$ mm，$\alpha=60°$）。

2. 弯曲试样尺寸，15 mm×15 mm×100 mm，薄片试样尺寸2 mm×11.5 mm×80 mm。

表 13.2-313 20Cr钢高温拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
20	513	29.3	69.9
800	48	36.4	56.7
900	47	19.1	25.2
1 000	32	29.5	52.3
1 100	32	42.5	96.7

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.39，Mn 0.56，Cr 0.91。

2. 试样预先经过830℃退火。

(4) 工艺性能（表13.2-314、表13.2-315和图13.2-195～图13.2-198）

表 13.2-314 20Cr钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 220	1 200	≥800	堆冷

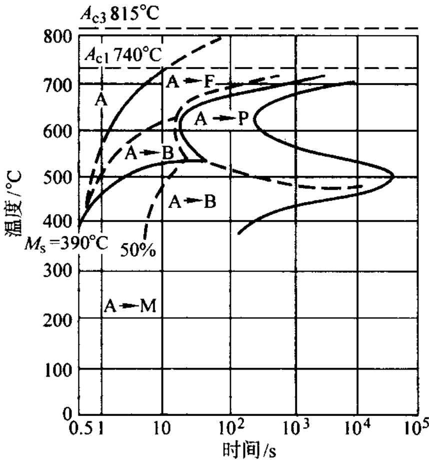


图 13.2-195 20Cr钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.30，Mn 0.72，Cr 0.79，Ni 0.27；奥氏体化温度850℃

表 13.2-315 20Cr钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳	一次淬火	二次淬火	回火	渗碳	淬火	回火
温度/℃	860～890	870～900	700～720	860～880	450～480	890～910	860～890	780～820	170～190	890～910	感应加热	150～170
冷却	炉冷	空气	空气	油或水	油或空气		油，水	油，水	油或空气	空气	根据需要	空气
硬度 HB	≤179	≤270	≤179		≤250				表面 56～62 HRC			表面 58～65 HRC

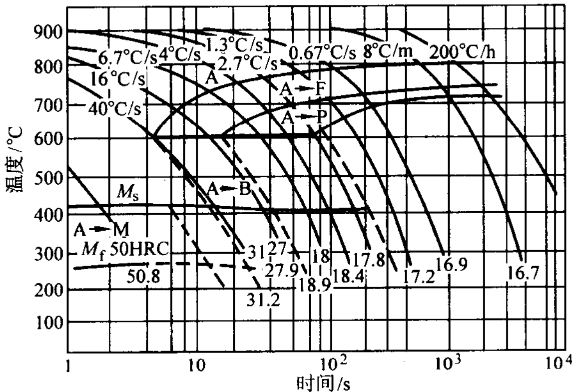


图 13.2-196 20Cr钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.32，Mn 0.67，Ni 0.16，Cr 1.02，Cu 0.11，P 0.019，S 0.012；奥氏体化温度900℃

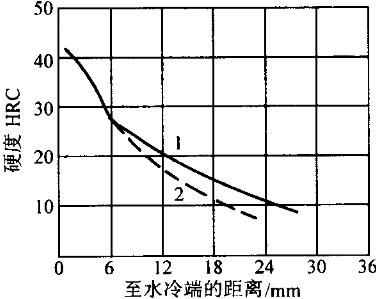


图 13.2-197 20Cr钢淬透性曲线

1—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.24，Si 0.29，Mn 0.57，Cr 0.90，P 0.018，S 0.006，Ni 0.10；900℃×65 min加热端淬；

2—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.26，Mn 0.60，Cr 0.87，P 0.020，S 0.012，Ni 0.01；895℃×45 min加热端淬

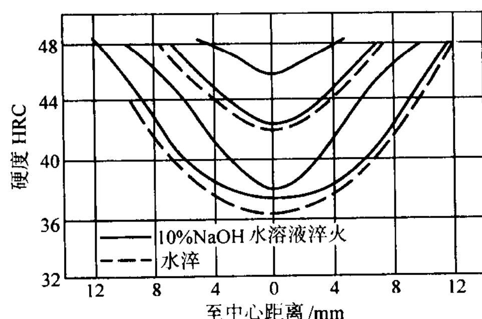


图 13.2-198 不同直径钢材淬火后的截面硬度分布曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.24，Mn 0.61，Cr 0.89，P 0.012，S 0.013；加热温度 (880±10)℃，加热速度 1 min/mm

3.3.3 20MnV

20MnV 钢的强度、塑性、韧性比 15Cr、20Mn2 钢好，由于含有少量钒，渗碳时晶粒长大倾向小，渗碳后可以直接淬火，不需要经第二次淬火来改善心部组织。20MnV 钢用于制造锅炉、高压容器、大型高压管道等，使用温度上限为 450～475℃，也可用冷轧、冷拉、冷冲压等方法生产零件，例如自行车的链条、活塞销、齿轮等。目前这种钢广泛用于制造≤ϕ20 mm 的矿用链环。这种钢在 300～360℃有回火脆性。

(1) 化学成分（表 13.2-316）

(2) 物理常数

临界点：表 13.2-317。

密度：7.85 g/cm^3

表 13.2-316 20MnV 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	V	Cr	Ni	P	S
0.17～0.24	0.17～0.37	1.30～1.60	0.07～0.12	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：GB/T 3077—1999。

表 13.2-317 20MnV 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
715	825	750	630

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.24，Mn 1.50，V 0.10，P 0.016，S 0.012。

弹性模量：表 13.2-318。

表 13.2-318 20MnV 钢弹性模量

温度/℃	20	200	400	500	600
E/MPa	205 800	181 300	171 500	161 700	151 900

线胀系数：表 13.2-319。

表 13.2-319 20MnV 钢线胀系数

温度/℃	20～100	200	300	450	500	600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.1	12.1	12.9	13.5	13.9	14.1

(3) 力学性能（表 13.2-320～表 13.2-322 和图 13.2-199、图 13.2-200）

室温力学性能

表 13.2-320 20MnV 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
25	880℃水或油淬，200℃回火水或空冷	≥785	≥590	≥10	≥40	≥54.9	①
25	880℃×40 min 油淬，200℃×120 min 空冷	855～1 230 / 990	— / —	10.6～20 / 15	40～60.5 / 50.2	56.4～129.4 / 81.5	42 炉钢
25	880 油淬，200℃回火	855～1 160 / 930	600～980 / 745	10～21 / 16.5	61.5～48 / 56.1	63.5～112.9 / 87.8	12 炉平炉钢
25	900℃水淬，450℃回火水冷	870～1 270 / 1 080	815～1 180 / 985	11～16 / 14.2	54.5～66.5 / 61.5	70.6～150.5 / 112.9	32 炉钢
15	900℃水淬，200℃回火空冷	1 430	1 210	8.3	36.5	51.7	②
15	900℃油淬，200℃回火空冷	955	705	13.5	53.0	81.5	②
15	860℃油淬，650℃回火油冷	765	645	21	72	196	③
25	860℃油淬，650℃回火油冷	745	655	23	74	211.7	③

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Mn 1.47，V 0.09。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.24，Mn 1.34，V 0.12。

表 13.2-321 碳含量对 20MnV 钢力学性能的影响

碳含量 w_C/%	热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J
			MPa		%		
0.16～0.18	15	880～900℃油淬，200℃回火空冷	945	655	15.8	47.8	85.5
0.19～0.21	15	880～900℃油淬，200℃回火空冷	1 040	750	13.8	46.1	66.6
0.22～0.24	15	880～900℃油淬，200℃回火空冷	1 080	780	11.6	41.4	51.7

注：数据为 300 多个试样的平均值。

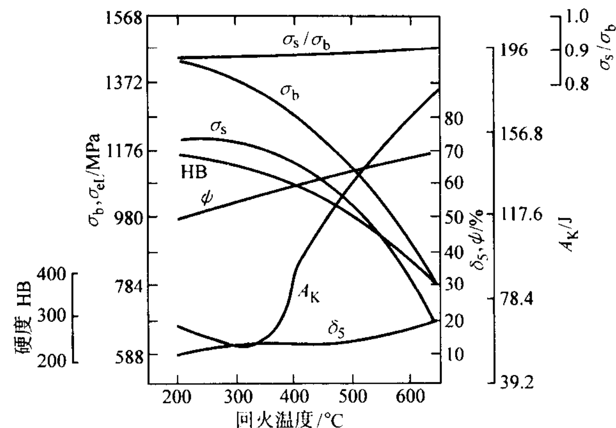


图 13.2-199 20MnV 钢不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.32，Mn 1.32，V 0.089，Cr 0.11，P 0.019，S 0.010；毛坯 ϕ18 mm，880℃×30 min 水淬，回火 60 min 水冷

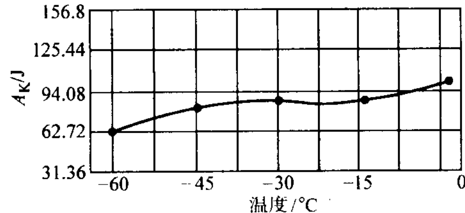


图 13.2-200 20MnV 钢调质后的低温冲击韧性

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.24，Mn 1.34，V 0.12；860℃油淬，650℃回火油冷

表 13.2-322 20MnV 钢高温屈服强度

试验温度/℃	20	200	250	300	350	400
σ_s/MPa	315	265	245	225	215	205

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.25，Mn 1.45，V 0.12；退火状态，σ_b/500～650 MPa。

(4) 工艺性能（表 13.2-323、表 13.2-324 和图 13.2-201、图 13.2-202）

表 13.2-323 20MnV 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 160～1 200	≥850	空冷或砂冷

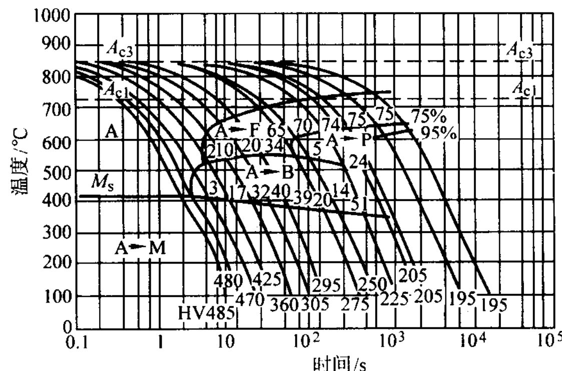


图 13.2-201 20MnV 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.40，Mn 1.52，P 0.022，S 0.023，Al 0.043，N 0.019，Ni 0.07，V 0.13；奥氏体化温度 900℃

表 13.2-324 热处理

项目	退火	正火	高温回火	淬火①	回火	渗碳	淬火	回火
温度/℃	670～700	880～900	670～700	870～900	200～260 400～600	900～940	800～840	180～220
冷却	炉内	空气	空气	油或水	油或空气，水		油	空气
硬度 HB	≤187	≤207	≤187					≥56HRC

① 制造圆环链时，焊后宜采用 920～940℃淬火、低温回火。

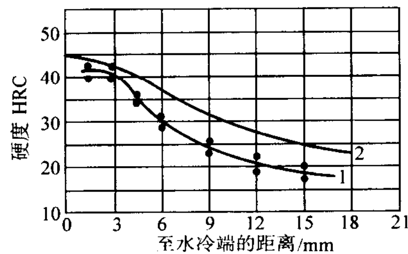


图 13.2-202 20MnV 钢淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：1—C 0.20，Mn 1.47，V 0.09；2—C 0.20，Si 0.24，Mn 1.50，V 0.10；880℃加热端淬

3.3.4 20MnVB

锰钒钢的淬透性因加入微量硼而有所提高，但淬火时的加热时间仍不宜过短。这种钢在 1 150℃以下的抗氧化性和在 880℃以下的脱碳情况均与 20CrMnTi 钢相似，但在高温时脱碳较严重。

20MnVB 钢的渗碳与热处理工艺性能良好。在 960℃以下为细晶粒组织。在常用的渗碳温度下长期加热，晶粒无长大倾向。渗碳后可采用降温淬火。渗碳层的碳浓度分布平缓，不会引起钢的渗碳层组织及性能的突然变化。淬火后的残余奥氏体甚少。因此，该钢具有高的强度和耐磨性。

这种钢的主要性能与 20CrMnTi 和 20CrNi 钢相近，常用于制造模数较大，负荷较大的中小渗碳件。例如重型机床上的齿轮和轴类等。

钢的切削性能良好，正火后当硬度为 143～146HB 时，采用端车方法进行试验，当切削深度 t = 2 mm，走刀量 s = 0.34 mm/r 时，V_{60} = 44.4 m/min。

(1) 化学成分（表 13.2-325）

表 13.2-325 20MnVB 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	V	B	Ni、Cr	P、S
0.17～0.23	0.17～0.37	1.20～1.60	0.07～0.12	0.000 5～0.003 5	≤0.30	≤0.035

注：摘自 GB 3077—88。

(2) 物理常数（表 13.2-326）

表 13.2-326 20MnVB 钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）/℃	720	840	770	635

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.33，Mn 1.00，V 0.06，B 0.002 5，P 0.018，S 0.016。

(3) 力学性能（表 13.2-327～表 13.2-331 和图 13.2-203）

表 13.2-327　20MnVB 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_k/J	备注
		MPa		%			
15	860℃油淬，200℃回火水或空冷	≥1 080	≥880	≥10	≥45	≥54.9	①
	880℃×40 min 油淬，200℃×180 min 回火空冷	$\frac{1\ 080 \sim 1\ 530}{1\ 370}$	$\frac{960 \sim 1\ 440}{1\ 240}$	$\frac{10 \sim 15.9}{12.6}$	$\frac{46.5 \sim 63}{56.8}$	$\frac{54.9 \sim 129.4}{83.1}$	36 炉钢
	900℃×30 min 正火，890℃×15 min 油淬，200℃×180 min 回火空冷	$\frac{1\ 250 \sim 1\ 620}{1\ 470}$	$\frac{880 \sim 1\ 380}{—}$	$\frac{10 \sim 16}{12.4}$	$\frac{45 \sim 66}{58.3}$	$\frac{54.9 \sim 122.3}{91}$	45 炉平炉钢
25	860～880℃正火	580	360	30	6.90	125.4	②
	920℃×60 min 正火	735	515	24.5	64.0	29	③
	860℃×60 min 油淬，760℃×60 min 油淬，180℃×120 min 回火	90	50	21	46.5	8.6	
	860℃×60 min 油淬，780℃×60 min 油淬，180℃×120 min 回火	905	570	17	40.0	76.8	
	860℃×60 min 油淬，800℃×60 min 油淬，180℃×120 min 回火	1 470	1 160	11	45.5	37.6	
	860℃×60 min 油淬，820℃×60 min 油淬，180℃×120 min 回火	1 550	1 145	12.5	53.0	56.4	

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.36，Mn 1.19，V 0.14，B 0.002，P 0.013，S 0.010。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.27，Mn 1.10，V 0.12，B 0.002 5，P 0.018，S 0.014。

表 13.2-328　20MnVB 钢不同温度回火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J
		MPa		%		
15	860℃×60 min 油淬，160℃×120 min 回火空冷	1 520	1 170	13.0	50.0	54.9
	860℃×60 min 油淬，180℃×120 min 回火空冷	1 510	1 200	11.0	50.0	49.4
	860℃×60 min 油淬，200℃×120 min 回火空冷	1 530	1 250	11.5	51.5	54.9
	860℃×60 min 油淬，230℃×120 min 回火空冷	1 540	1 270	11.5	52.0	51.0
	860℃×60 min 油淬，260℃×120 min 回火空冷	1 500	1 340	12.5	55.0	48.6
	860℃×60 min 油淬，400℃×60 min 回火空冷	1 320	980	14.0	64.5	146.6
	860℃×60 min 油淬，520℃×60 min 回火水冷	980	925	22.0	52.0	131.7
	860℃×60 min 油淬，520℃×60 min 回火炉冷					86.2

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.23，Si 0.27，Mn 1.10，V 0.12，B 0.002 5，P 0.018，S 0.014。

表 13.2-329　20MnVB 钢疲劳极限

试样尺寸/mm	热处理制度	σ_{-1}/MPa
ϕ7.52	930℃伪渗碳 6 h，840～860℃油淬，180～200℃回火空冷	420

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.36，Mn 1.19，V 0.14，B 0.002 0，P 0.013，S 0.010。

表 13.2-330　20MnVB 钢伪渗碳处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
25	930℃伪渗碳 6 h，780～800℃油淬，180～200℃回火	900	610		21	28.2	①
	930℃伪渗碳 6 h，800～820℃油淬，180～200℃回火	1 295		7	20	58.8	
	930℃伪渗碳 6 h，820～840℃油淬，180～200℃回火	1 500		11.5	45	101.9	
	930℃伪渗碳 6 h，840～860℃油淬，180～200℃回火	1 510		12	50	94.1	

续表 13.2-330

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_k/J	备注
		MPa		%			
25	930℃伪渗碳 6 h，860～880℃油淬，180～200℃回火	1 500		12.5	43	117.6	
	930℃伪渗碳 8 h，降温至 930℃×10 min 油淬，200℃回火	1 400	1 120	12	39.5	66.6	②
	930℃伪渗碳 8 h，降温至 850℃×10 min 油淬，200℃回火	1 440	1 160	12	50	67.4	
	930℃伪渗碳 8 h，降温至 820℃×10 min 油淬，200℃回火	1 430	1 180	12.5	542	70.6	
	930℃伪渗碳 8 h，降温至 800℃×10 min 油淬，200℃回火	1 450	1 120	12.5	53.5	72.9	
	930℃伪渗碳 8 h，降温至 775℃×10 min 油淬，200℃回火	1 430	1 210	13	53.0	70.6	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.36，Mn 1.19，V 0.14，B 0.002，P 0.013，S 0.010。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.33，Mn 1.00，V 0.06，B 0.002 5，P 0.018，S 0.016，Ni＜0.10。

表 13.2-331　20MnVB 钢渗碳处理后的静弯强度和冲击吸收功

热处理制度	渗碳层深/mm	硬度		弯断负荷 P_L/kN	挠度 $f_{0.03}$ 时负荷/kN	屈服负荷 P_s/kN	缺口试样断裂负荷 P_k/kN	P_k/P_L	薄片试样弯断强度/MPa	A_K/J
		表面 HRC	心部 HB							
在连续式气体渗碳炉中渗碳 8 h，降温到 830℃保温 10 min 油淬，190℃×90 min 回火空冷	1.20	56	401	45.57	43.61	39.004	41.16	≥0.9	1 760	53.9

注：1. 光滑弯曲试样尺寸为 15 mm×15 mm×100 mm，l_0 = 80 mm；缺口试样缺口深度 0.30 mm，r = 0.2 mm，张角 60°；薄片尺寸 2 mm×12 mm×80 mm，l_0 = 60 mm。
2. 冲击试样尺寸为 15 mm×15 mm×100 mm，l_0 = 80 mm。
3. 渗碳前钢的成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.33，Mn 1.00，V 0.06，B 0.002 5，P 0.018，S 0.016。

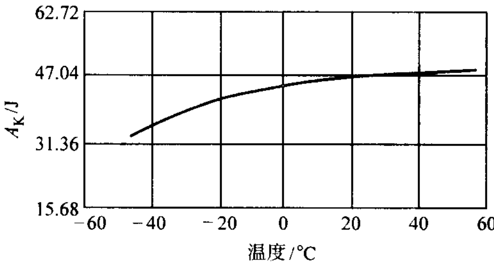


图 13.2-203　20MnVB 钢低温冲击吸收功

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.24，Mn 1.11，V 0.10，B 0.002 6，P 0.012，S 0.010，Cu 0.08；热处理：920℃油淬，(210±10)℃×180 min 回火空冷

(4) 工艺性能（表 13.2-332～表 13.2-334 和图 13.2-204～图 13.2-206）

表 13.2-332　20MnVB 钢热加工工艺参数

品种	炉内温度/℃	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
钢锭	＜800	＜12 400	＜1 200	＞850	缓冷
钢坯	＜800	＜1 200	＜1 150	＞850	堆冷或缓冷

3.3.5　20CrMnTi

20CrMnTi 主要用作渗碳钢，也可调质使用。淬火低温回火后具有良好的综合力学性能和良好的低温冲击韧性。渗碳或碳氮共渗处理后，具有良好的耐磨性能和抗弯强度，也具有较高的抗多次冲击能力。钢的晶粒长大倾向小，热处理工艺简单，但高温回火时有回火脆性倾向。

表 13.2-333　20MnVB 钢热处理工艺参数

项目	高温回火	正火	淬火	回火	渗碳	淬火Ⅰ	淬火Ⅱ	降温淬火	回火
温度/℃	680±20	880～900	880～880	180～200	900～930	860～880	780～800	800～830	160～200
冷却	空气	空气	油	空或油		油	油	油	空气
硬度 HB	≤207	≤217							56～62HRC 表面 心部 35～40HRC

表 13.2-334　20MnVB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	900	930	960	1 000	1 100	1 200
晶粒度级别	6～7	6～7	6	5～6	5～6	5

注：1. 共晶法，保温 6 h。
2. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.36，Mn 1.19，V 0.14，B 0.002 0，P 0.013，S 0.010。

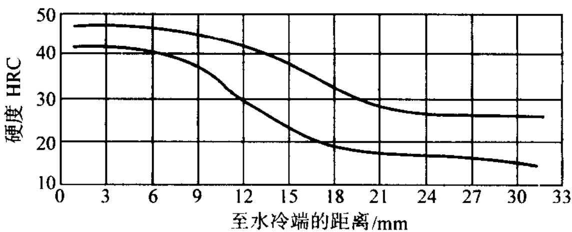


图 13.2-204　20MnVB 钢淬透性带

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.19～0.27，Si 0.21～0.31，Mn 1.10～1.25，V 0.10～0.10，B 0.001 4～0.004 4，P 0.019～0.027，S 0.009～0.023，Cr 0.10～0.20，Ni ＜0.05，Cu 0～0.15，13 炉钢数据；900℃×60 min 正火，870℃×45 min 端淬

20CrMnTi 钢热加工和冷加工性能较好，正火后硬度为 163～187HB 时，相对切削性能为 75%，并可获得光洁的表面。抗氧化性较 20MnVB、20SiMnVB 等钢好。

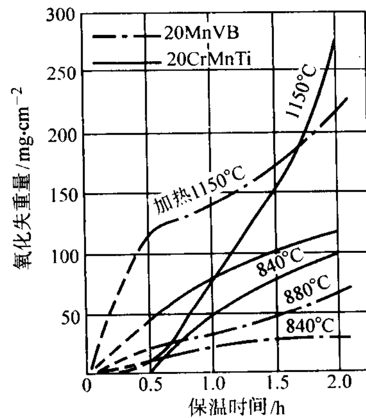


图 13.2-205　加热温度和保温时间对氧化失重量的影响

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.33，Mn 1.24，V 0.14，B 0.002 0

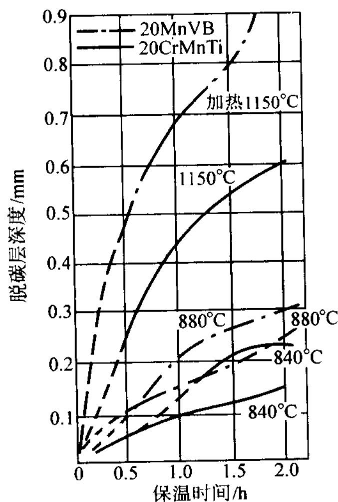


图 13.2-206　加热温度和保温时间对 20MnVB 钢脱碳层深度的影响

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.33，Mn 1.24，V 0.14，B 0.002 0

这种钢一般用于制造截面在 30 mm 以下，承受高速、中等载荷或重载荷以及冲击和磨擦的重要零件，例如齿轮、齿轮轴、齿圈、十字轴等。它是机械制造业使用最广，用量最大的钢种之一。

为保证 20CrMnTi 钢具有较高的力学性能和淬透性，在冶炼时应合理的控制化学成分，一般碳中、下限，锰中、上限，碳钛差值为 (0.1 ± 0.01)% ~ 0.02% 为宜。含碳、钛为上限时应配合上限的铬。

(1) 化学成分（表 13.2-335）

表 13.2-335　20CrMnTi 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ti	P	S
0.17 ~ 0.23	0.17 ~ 0.37	0.80 ~ 1.10	1.00 ~ 1.30	0.04 ~ 0.10	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数（表 13.2-336 和表 13.2-337）

表 13.2-336　临界点（近似值）　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	备注
745	830	775	665		①
760	840	·		374	②
735	785 (A_{cm})			185	③渗碳后

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.35，Mn 0.99，Cr 1.08，Ti 0.064，P 0.012，S 0.006。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.28，Mn 0.98，Cr 1.18，Ti 0.12，Cu 0.09，P 0.013，S 0.031。

③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 1.02，Si 0.34，Mn 0.96，Cr 1.26，Ti 0.12，P 0.012，S 0.005。

表 13.2-337　20CrMnTi 钢线胀系数

温度/℃	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700
α_l/10^{-6}K^{-1}	11.7	12.5	13.7	14.2	14.4	14.5

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.27，Mn 0.92，Cr 1.07，Ti 0.12，Ni 0.20，P 0.017，S 0.017。

(3) 力学性能（表 13.2-338 ~ 表 13.2-344 和图 13.2-207 ~ 图 13.2-209）

表 13.2-338　20CrMnTi 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
			MPa		%			
15	一次 880℃油淬，二次 870℃油淬，200℃回火		≥1 080	≥835	≥10	≥45	≥54.9	①
	880℃ × 60 min 油淬，200℃ × 360 ~ 480 min 回火空冷		$\frac{1\,010 \sim 1\,660}{1\,390}$	$\frac{750 \sim 1\,500}{1\,140}$	$\frac{10 \sim 17}{12.5}$	$\frac{46.5 \sim 69.5}{57.5}$	$\frac{56.4 \sim 138}{90.9}$	51 炉钢 C 0.23 ~ 0.24%
	870 ~ 890℃ × 30 min 油淬，200℃ × 180 min 回火空冷		$\frac{1\,110 \sim 1\,690}{1\,400}$	$\frac{925 \sim 1\,460}{1\,190}$	$\frac{10 \sim 14.5}{13}$	$\frac{52 \sim 61.5}{57.6}$	$\frac{54.9 \sim 117.6}{104.3}$	68 炉平炉钢 C≤0.18%
	910℃伪渗碳 8 h	840℃油淬，200℃回火	1 270	1 040	11	50	125.4	②
		850℃油淬，200℃回火	1 270	1 040	12.4	52	117.6	
		870℃油淬，200℃回火	1 290	1 130	12	45	99.6	
	930℃伪渗碳 8 h	840℃油淬，200℃回火	1 240	1 070	10	55	107.4	
		850℃油淬，200℃回火	1 200	1 010	11.2	55	98	
		870℃油淬，200℃回火	1 350	1 160	12	61	106.6	

续表 13.2-339

热处理毛坯直径/mm	热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_k/J	备注
			MPa		%			
15	950℃伪渗碳8 h	840℃油淬，200℃回火	1 310	1 160	13	56	105.8	②
		850℃油淬，200℃回火	1 270	1 060	11.6	59	80.8	
		870℃油淬，200℃回火	1 420	1 160	12.6	54	108.2	
	930℃伪渗碳8 h，降温至	930℃油淬，200℃回火	1 120	875	15.3	54	87.8	
		900℃油淬，200℃回火	1 060	860	16.0	62.5	110.5	
		875℃油淬，200℃回火	1 110	880	17.0	58.0	104.3	
		850℃油淬，200℃回火	1 120	865	17.0	59.3	121.5	
		825℃油淬，200℃回火	1 190	935	14.3	58.0	101.9	
		800℃油淬，200℃回火	1 130	870	14.0	46.8	90.9	
		775℃油淬，200℃回火	1 010	740	11.8	35.8	58	

① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.19，Si 0.29，Mn 0.93，Cr 1.10，Ti 0.12，Ni 0.05，P 0.018，S 0.011。

表 13.2-339 20CrMnTi 钢碳含量为上、下限时的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	碳含量 w_C/%
		MPa		%			
18	950～970℃正火，870℃油淬，200℃回火空冷	1 100	795	15.0	52.0	98.8	0.19①
		1 290	1 060	12.5	53.0	69	0.24②

① 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.19，Si 0.29，Mn 0.93，Cr 1.10，Ti 0.12，Ni 0.05，P 0.018，S 0.011。
② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.24，Si 0.26，Mn 0.93，Cr 1.15，Ti 0.09，Ni 0.05，P 0.021，S 0.013。

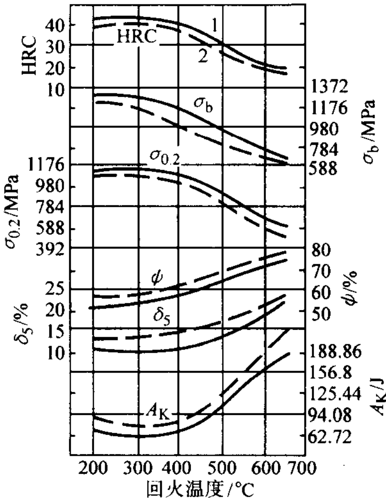


图 13.2-207 20CrMnTi 钢不同温度回火后的力学性能
1—用钢成分（质量分数），（%）：C 0.21，Si 0.28，Mn 0.93，Cr 1.08，Ti 0.14，Ni 0.20，P 0.024，S 0.020；2—用钢成分，（质量分数）（%）：C 0.18，Si 0.27，Mn 0.93，Cr 1.07，Ti 0.12，Ni 0.20，P 0.017，S 0.017；热处理：880℃油淬，回火后空冷；ϕ25 mm

表 13.2-340 不同截面 20CrMnTi 钢材热处理后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	取样部位	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	A_K/J	HRC
			MPa		%			
60	880℃淬火 200℃回火空冷	中心	900/795	765/665	16/19	61/61	54.9/54.9	29/25
80		R/2	890/785	755/610	15/18	60/61	109.8/133.3	24/18
100		R/2	805/705	600/450	18/21	61/63	94.1/125.4	22/15
120		R/2	835/665	610/410	18/15	54/64	101.9/109.8	23/19

注：1. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.18，Si 0.27，Mn 0.92，Cr 1.07，Ti 0.12，Ni 0.20，P 0.017，S 0.017。
2. 分子表示水冷淬火的数据，分母表示油冷淬火的数据。

表 13.2-341 20CrMnTi 钢伪渗碳后不同温度淬火的抗弯强度

淬火温度/℃	880	860	830	800	780	760	740
硬度 HRC	43	41	41	41	40	38	32
σ_{bb}/MPa	4 380	4 280	3 560	3 390	3 610	3 660	2 930

注：1. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.21，Si 0.35，Mn 0.99，Cr 1.08，Ti 0.064，P 0.012，S 0.006。
2. 试样尺寸：10 mm×10 mm×120 mm，支点 100 mm；
3. 900℃伪渗碳后油淬，180℃回火。

表 13.2-342 20CrMnTi 钢渗碳处理后的抗弯强度和冲击韧性

项目	10 mm×10 mm×120 mm，l_0 = 100 mm σ_{bb}/MPa				10 mm×10 mm×50 mm a_K/J·cm^{-2}	
热处理制度	渗碳层深度					
	0.8～0.9	1.0～1.1	1.4～1.5	1.6～1.7	0.9～1.1	1.4～1.6
940℃渗碳降温到860℃油淬，180℃回火	2 018.8	1 749.3	1 705.2	1 587.6	29.4	20.6
940℃渗碳，重加热到860℃油淬，180℃回火	2 704.8	2 332.4	2 273.6	2 116.8		

注：1. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.21，Si 0.35，Mn 0.99，Cr 1.08，Ti 0.064，P 0.012，S 0.006。
2. 无缺口冲击试样经920℃渗碳降温到820℃油淬，180℃回火。

表 13.2-343 渗碳薄层试样的抗弯强度和扭转程度

热处理制度	渗碳层深/mm	硬度 HRC		2 mm×12 mm×55 mm		2 mm×15 mm×60 mm		空心试样扭转试验		备注
		表面	心部	σ_{bb}/MPa	f/mm	σ_{bb}/MPa	f/mm	τ_{max}/MPa	α/(°)	
940℃渗碳，870℃油淬，200℃回火	1.87	60.5		1 620	3.7					①
940℃渗碳，降温到850℃油淬，200℃回火	1.62	56.6		1 740	4.14					①
940℃渗碳11 h，降温到820℃×10 min油淬，200℃×120 min回火	1.66	61				1 320				
940℃渗碳6 h 50 min，降温至840℃×10 min油淬，200℃×120 min回火	1.5	81②	40			1 430	3.2	1 660	41.7	
940℃渗碳7 h 20 min，860℃油淬，200℃×120 min回火	1.56	79②	40			2 350	6.0	1 860	72	

① 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20～0.24，Si 0.30～0.36，Mn 0.95～1.02，Cr 1.14～1.23，Ti 0.072～0.12，P 0.014～0.016，S 0.002～0.003，数据为4个试样的平均值。
② 为HRA值。

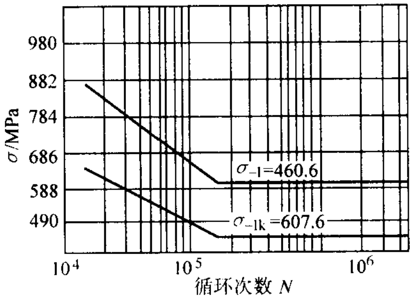


图 13.2-208 20CrMnTi 钢渗碳后的弯曲疲劳性能曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.23，Si 0.27，Mn 1.03，Cr 1.06，Ti 0.104，Ni 0.05，Cu 0.08，P 0.015，S 0.025；920℃渗碳降温到840℃油淬，160℃回火，层深 0.88 mm，表面58HRC 心部42HRC

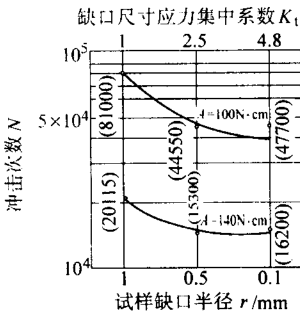


图 13.2-209 20CrMnTi 钢渗碳后多次冲击疲劳性能曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.23，Si 0.27，Mn 1.03，Cr 1.06，Ti 0.104，Ni 0.05，Cu 0.08，P 0.015，S 0.025；920℃渗碳降温到840℃油淬，180℃回火；层深 1.00 mm，表面60HRC，心部41HRC

表 13.2-344 20CrMnTi 钢低温冲击吸收功

热处理制度	下列试验温度（℃）时的 A_K/J				
	20	0	-20	-40	-60
940℃6 h空冷，870℃油淬，200℃回火	80	79.2	77.6	72.9	65.9

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.22，Si 0.36，Mn 0.96，Cr 1.21，Ti 0.093，P 0.015，S 0.003。

（4）工艺性能（表 13.2-345～表 13.2-347 和图 13.2-210、图 13.2-211）

表 13.2-345 热加工工艺参数

装炉温度/℃	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
≤800	1 200～1 240	1 160～1 200	≥900	≥ϕ100 mm缓冷，小者堆冷，空冷

表 13.2-346 20CrMnTi 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	气体渗碳			气体氰化		
			渗碳	淬火	回火	氰化	淬火	回火
温度/℃	680~720	920~950	920~940	830~870	180~200	840~860	760~840	180~200
冷却	炉冷至600℃，空冷	空冷	降温淬火或碱浴淬火	油淬或碱浴淬火	空冷	直接淬火或降温淬火	油冷	空冷
硬度 HB	≤217	160~207			表面 56~63HRC			表面≥56HRC

表 13.2-347 20CrMnTi 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	930	950	1 000	1 050	1 100	1 200	备注
晶粒度级别	8	8（880℃）	8	7~8	6~7	6	5		①
		7~8	7~8	7~8	6~7		3~4	2~3	②

① 按 YB27—64 中氧化法测定；用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.28，Mn 1.03，Cr 1.14，Ti 0.10，P 0.015，S 0.015。

② 金相法测定，各温度保温 6 h；用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.22，Mn 0.99，Cr 1.11，Ti 未分析，P 0.012，S 0.009。

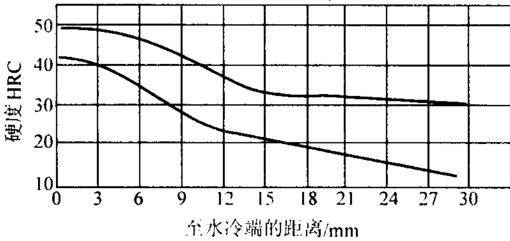
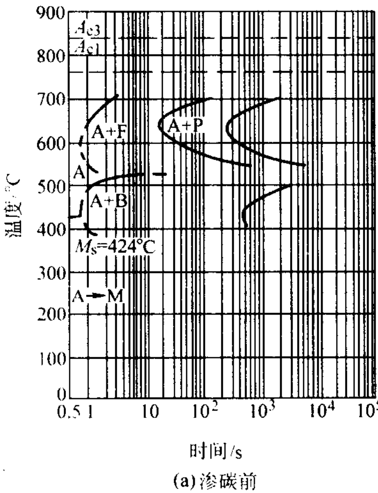
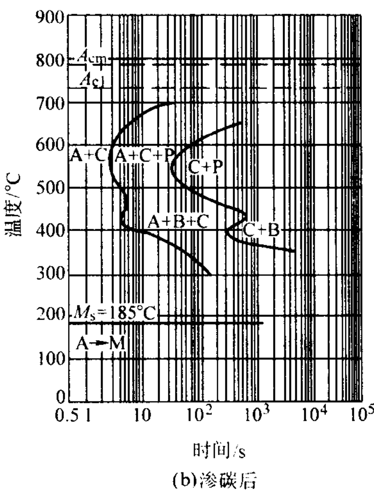


图 13.2-210 20CrMnTi 钢淬透性带［52 炉钢 104 套数据］

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.16~0.25，Si 0.21~0.43，Mn 0.88~1.08，Cr 1.05~1.34，Ti 0.05~0.13，P 0.017~0.035，S 0.005~0.031，Ni 0.06~0.12，Cu 0.05~0.12；890℃加热端淬



(a)渗碳前



(b)渗碳后

图 13.2-211 20CrMnTi 钢等温转变曲线

(a) 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.18，Si0.28，Mn0.98，Cr1.18，Ti0.17，Cu0.09，P0.013，S0.013；奥氏体化温度 880℃，晶粒度 8~7 级；(b) 用钢成分（质量分数）（%）：C1.02，Si0.34，Mn0.96，Cr1.26，Ti0.12，P0.012，S0.005；晶粒度 8 级，奥氏体化温度 780℃

3.3.6 12CrNi3

12CrNi3 钢比 12CrNi2 钢有较高的淬透性。因此，可以用于制造比 12CrNi2 钢截面稍大的零件。12CrNi3 钢淬火低温回火或高温回火后都具有良好的综合力学性能。钢的低温韧性好，缺口敏感性小。此钢有回火脆性倾向和形成白点的倾向。这种钢切削加工性良好，当硬度为 260~320HB 时，相对切削加工性为 70%~60%。冷变形性中等。

12CrNi3 钢主要用于制造要求表面硬度高，而心部具有良好综合力学性能的渗碳件和氰化件，例如齿轮、轴套、活塞销、心轴、滑轮、传动轴、凸轮轴、气阀托盘等。

(1) 化学成分（表 13.2-348）

表 13.2-348 12CrNi3 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.10~0.17	0.17~0.37	0.30~0.60	0.60~0.90	2.75~3.15	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点：表 13.2-349。

表 13.2-349 12CrNi3 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
720	810	715	600	409

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.13，Si 0.34，Mn 0.50，Cr 0.76，Ni 2.92，P 0.013，S 0.004。

密度：7.88 g/cm³。

比热容：表 13.2-350。

表 13.2-350 12CrNi3 钢比热容

温度/℃	380	425
c/kJ/kg^{-1}·K^{-1}	0.656	0.644

线胀系数：表 13.2-351。

表 13.2-351　12CrNi3 钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～500
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.8	13.0	14.0	15.3

热导率：表 13.2-352。

表 13.2-352　12CrNi3 钢热导率

温度/℃	60	500	750	910
$\lambda/W\cdot(m^{-1}\cdot K^{-1})$	30.932	25.498	21.318	18.81

(3) 力学性能（表 13.2-353～表 13.2-358 和图 13.2-212）

表 13.2-353　12CrNi3 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
15	860℃，780℃两次油淬；200℃回火，水或空冷	≥931	≥686	≥11	≥50	≥70.6	①
	860℃，780℃ × 30 min 油淬；200℃ × 180 min 回火，水冷	99～1 480 1 240	845～1 350 1 130	11～20 14	52～68 61	72.～154.4 123.9	50 炉钢
	860℃，780℃ × 10 min（盐炉）油淬；200℃回火 180 min，水冷	1 060～1 420 1 220	805～1 190 965	11～16 14.1	54～68 61.9	115.2～146.6 131.7	16 炉电渣重熔钢
16	830℃，800℃ 两次油淬，180℃回火空冷	1 180 1 200	790 830	13.0 15.5	63.0 61.5	131.7 149	②
	860℃，800℃ 两次油淬，180℃回火空冷	1 210 1 190	870 860	14.5 14.0	61.5 63.5	147.4 132.5	
	890℃，800℃ 两次油淬，180℃回火空冷	1 170 1 200	805 880	17.0 16.0	65.5 62.0	145 143.5	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.14，Si 0.22，Mn 0.40，Cr 0.69，Ni 3.06，P 0.025，S 0.006；淬火前经900℃正火，660℃回火。空冷预处理。

表 13.2-354　12CrNi3 钢不同温度回火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度			σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
				MPa		%			
15	900℃正火，660℃回火空冷	800℃油淬，200℃回火空冷		1 370	1 260	12.0	60.0	82.3	①
		800℃油淬，300℃回火空冷		1 260	1 130	12.5	67.0	62.7	
		800℃油淬，400℃回火空冷		1 200	1 070	13.5	68.0	70.6	
		800℃油淬，500℃回火空冷		1 010	920	18.0	70.0	94.1	
		800℃油淬，600℃回火空冷		735	645	23.5	74.0	133.3	
16	900℃正火，660℃回火空冷	860℃，780℃油淬	180℃回火空冷	1 130 1 190	770 825	15.0 15.0	64.0 63.0	124.7 139.6	②
			200℃回火空冷	1 170 1 200	820 865	15.0 15.0	65.5 65.5	154.4 138.8	
			230℃回火空冷	1 170 1 200	815 870	14.0 15.0	61.5 66.0	145 152.9	
			260℃回火空冷	1 190 1 210	855 885	16.0 14.0	66.0 65.5	137.2 139.6	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.19，Mn 0.35，Cr 1.26，Ni 3.25，P 0.016，S 0.016。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.14，Si 0.22，Mn 0.40，Cr 0.69，Ni3.06，P 0.025，S 0.006。

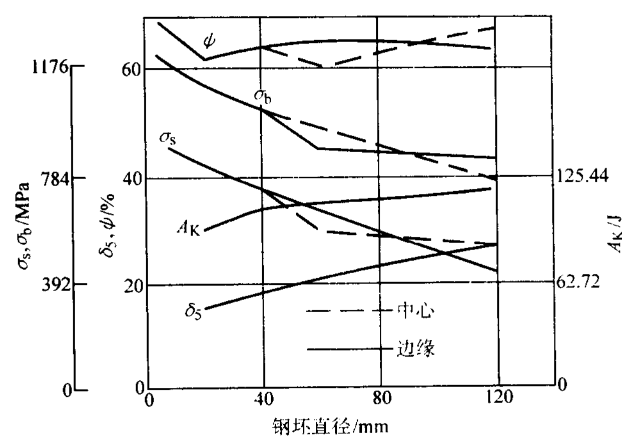


图 13.2-212 不同截面 12CrNi3 钢材热处理后的力学性能
(用钢成分(质量分数)(%):C 0.13,Si 0.24,Mn 0.45,Cr 0.62,Ni 3.34,P 0.018,S 0.007;780℃油淬,130℃回火)

表 13.2-355 12CrNi3 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	$σ_b$	$σ_s$	$σ_{-1}$	$σ_{-1n}$	$τ_{-1}$	备注
		MPa		MPa			
16	900℃正火,660℃回火空冷;860℃、780℃两次油淬,180℃回火空冷	1 190	825	500	255		①
15	940℃伪渗碳7 h缓冷,870℃油淬,200℃回火	1 110	890	450			②
	820℃油淬,500℃回火	7 300	610	340		230	③

① 用钢成分(质量分数)(%):C 0.14,Si 0.22,Mn 0.44,Cr 0.69,Ni 3.06,P 0.025,S 0.006。
② 用钢成分(质量分数)(%):C 0.13,Si 0.35,Mn 0.46,Cr 0.71,Ni 2.88,P 0.012,S 0.011。
③ 用钢成分(质量分数)(%):C 0.19,Si 0.27,Mn 0.40,Cr 0.70,Ni 3.02。

表 13.2-356 12CrNi3 钢伪渗碳后淬火回火的力学性能

碳含量%	热处理		$σ_b$	$σ_s$	$δ_5$	ψ	A_K/J	HRC	备注
			MPa		%				
0.10	900℃伪渗碳6 h,缓冷	850℃加热,于180℃等温淬火	1 170	1 070	15.2	61.0	115.2	33~34	①
			1 150	1 080	14.4	64.0	117.6	33	
			1 130	1 040	14.0	64.0	1 21.5	34.5	
			885	795	16.8	68.9	131.7	28.5	
		830~850℃重加热油淬,160℃回火	1 040	940	14.4	64.0	118.4	29.2	
			1 030	920	14.0	61.0	120.7	29.5	
0.16	900℃伪渗碳6 h,缓冷	850℃加热,于180℃等温淬火	1 330	1 220	12.8	59.0	97.2	38.8	②
			1 310	1 200	12.8	59.0	98	37.0	
			1 360	1 240	13.2	59.0	76.8	38.0	
			1 180	1 060	14.0	64.0	141.1	34	
		760℃重加热油淬,160℃回火	1 130	1 010	13.6	68.9	141.2	33	
			1 120	1 000	14.0	70.8	141.2	33	
0.13	940℃伪渗碳7 h缓冷	870℃重加热油淬,200℃回火	1 110	890	15	59	117.6	35	③
		890℃、780℃两次油淬,200℃回火	980	685	18	60	141.1	31	

① 用钢成分(质量分数)(%):C 0.10,Mn 0.35,Cr 0.71,Ni 2.81,P、S合格。
② 用钢成分(质量分数)(%):C 0.16,Mn 0.43,Cr 0.83,Ni 2.87,P、S合格。
③ 用钢成分(质量分数)(%):C 0.13,Si 0.35,Mn 0.35,Cr 0.71,Ni 2.28,P 0.012,S 0.011。

表 13.2-357 12CrNi3 钢低温冲击吸收功

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列试验温度（℃）时的 A_K/J				备注
		0	-20	-40	-60	
17方	940℃伪渗碳7 h，870℃油淬，200℃回火空冷	117.6	109.8	97.2	86.2	①
16	900℃正火，660℃回火空冷；860℃油淬，180℃回火空冷	146.6	130.9	109.8	94.1	②
	900℃正火，660℃回火空冷；860℃、780℃两次油淬，180℃回火空冷	134.1	120	111.3	98.8	

① 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.13，Si 0.35，Mn 0.46，Cr 0.71，Ni 2.28，P 0.012，S 0.011。
② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.14，Si 0.22，Mn 0.44，Cr 0.69，Ni 3.06，P 0.025，S 0.006。

表 13.2-358 12CrNi3 钢高温性能

预处理	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	A_K/J
		MPa		%		
880~900℃正火，650℃×3 h回火	20	550~580	390~440	26	73	188.2
	100	520	380	25.5	74.5	177.6~188.2
	200	515	370	22	72	180.3
	300	540	370	20	68	196
	400	465	340	20.5	75.5	164.6
	450	440	345	21	78.5	
	500	350	305	20.5	83.5	117.6
	600	200	175	26	86	207.8
880~900℃油淬，500℃×3 h回火	20	800	740	17	68.5	125.4
	200	795	725	14	61	156.8
	300	805	725	16	65	117.6
	400	625	590	17	75	94.1
	500	490	450	18	75	94.1

(4) 工艺性能（表 13.2-359、表 13.2-360 和图 13.2-213 ~图 13.2-215）

表 13.2-359 12CrNi3 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 200	1 180	850	缓冷

表 13.2-360 12CrNi3 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳	淬火 I
温度/℃	670~680	880~940	670~680	860	按需要	900~920	860
冷却	炉冷	空气	空气	油	油	罐冷	油
硬度 HB	≤217		≤217				
项目	淬火 II	回火	渗碳	淬火	回火	氰化	回火
温度/℃	760~810	150~200	900~920	810~830	150~200	840~860	150~180
冷却	油	空气	罐冷	油	空气	直接油淬	空气
硬度 HB		HRC 心部 26~40 表面≥58			HRC 心部 26~40 表面≥58		表面≥58HRC

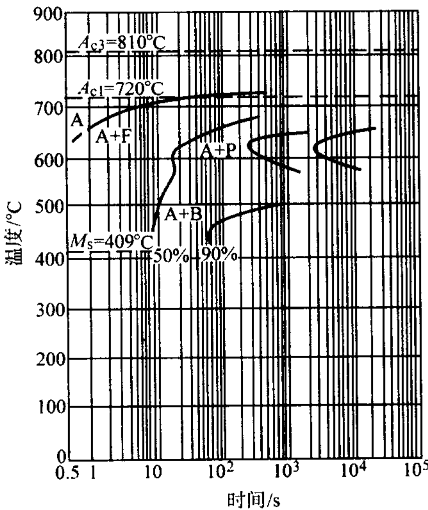


图 13.2-213 12CrNi3 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.13，Si 0.34，Mn 0.50，Cr 0.76，Ni 2.92，P 0.013，S 0.004，奥氏体化温度 860℃

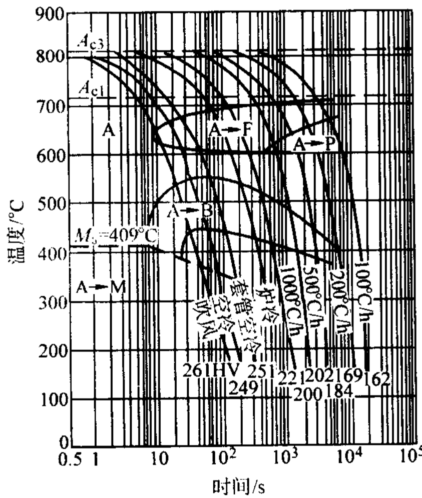


图 13.2-214 图 13.2-214 12CrNi3 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.13，Si 0.34，Mn 0.50，Cr 0.76，Ni 2.92，P 0.013，S 0.004；奥氏体化温度 860℃

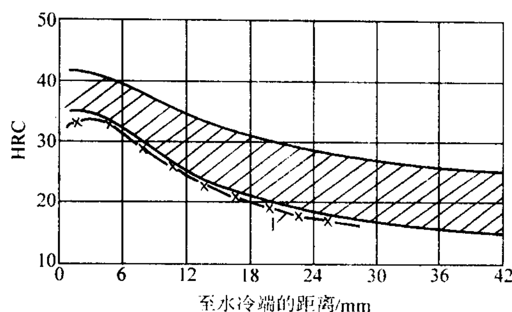


图 13.2-215 12CrNi3 钢淬透性带和淬透性曲线

淬透性带—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15~0.17，Si 0.20~0.30，Mn 0.30~0.60，Cr 0.70~0.90，Ni3.0~3.2；900℃加热端淬。按12炉钢数据整理。1—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.13，Si 0.35，Mn 0.46，Cr 0.71，Ni2.88，P 0.012，S 0.011；890℃加热端淬

3.3.7 20CrMnMo

20CrMnMo 钢淬火低温回火后具有良好的综合力学性能，良好的低温冲击韧性。淬透性比 20CrNi3A 钢稍低，比 20CrMnTi 钢高，与 12CrNi3A 钢相当。20CrMnMo 钢是一种高级渗碳钢，渗碳后其残余奥氏体含量较高，不宜直接淬火。钢渗碳淬火后具有较高的抗弯强度和耐磨性能。常用于制造要求表面硬度高，耐磨性能好的重要渗碳件，例如齿轮，凸轮轴连杆、销等。

20CrMnMo 钢热加工性能良好、正火后切削加工性能一般优于 12CrNi3A 钢和 20CrNi3A 钢。钢的焊接性较差，适于电阻焊接，焊前应预热，焊后应及时回火。

(1) 化学成分（表 13.2-361）

表 13.2-361 20CrMnMo 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
0.17~0.23	0.17~0.37	0.90~1.20	1.10~1.40	0.20~0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数（表 13.2-362）

表 13.2-362 20CrMnMo 钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）/℃	710	830	740	620

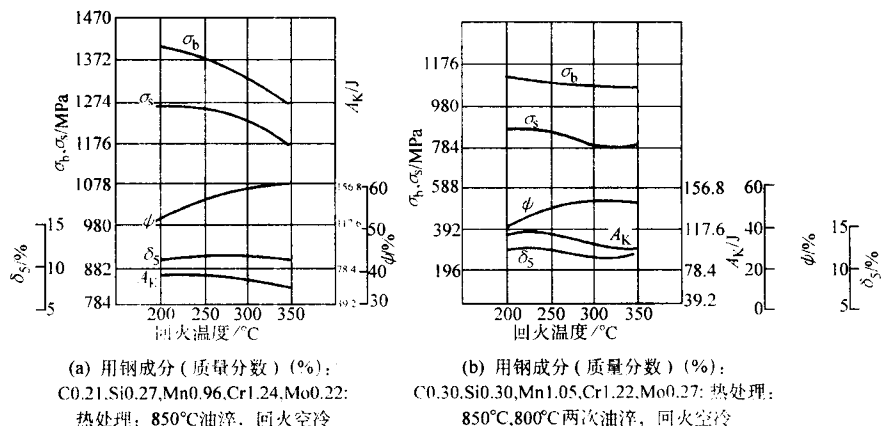
注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.28，Mn 1.04，Cr 1.23，Mo 0.22，P 0.013，S 0.031。

(3) 力学性能（表 13.2-363～表 13.2-365 和图 13.2-216、图 13.2-217）

表 13.2-363 20CrMnMo 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
15	850℃油淬，200℃回火空冷或水冷	≥1 180	≥880	≥10	≥45	≥54.9	①
	(850±20)℃×40 min 油淬，200℃×180 min 回火水冷	1 300~1 650 / 1 480	1 210~1 520 / 1 340	8~15 / 11.8	42~58 / 51.2	43.1~90.2 / 69	54 炉钢，C0.17~0.19%
	(850℃±20)℃×40 min 油淬，200℃×180 min 回火水冷	1 070~1 640 / 1 510	960~1 560 / 1 440	8.5~15 / 12	38~58 / 50.8	22.7~93.3 / 61.9	71 炉钢，C0.20~0.22%
	(850±20)℃×40 min 油淬，200℃×180 min 回火水冷	157~165 / 160	1 380~1 500 / 1 440	12~14 / 12.9	51~58 / 54.1	57.2~71.3 / 64.3	2 炉钢，C0.23~0.25%
	900℃×20℃ min 正火，600℃×60 min 空冷	615		17	72.5	85.5	285HB②
	860℃油淬，190℃回火空冷	1 340	1 080	13.0	59.0	98	③
	940℃伪渗碳 8 h，降温到 860℃ 油淬，200℃×120 min 回火空冷	1 080	795	8.8	26.5	69	③

① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.19，Si 0.21，Mn 0.96，Cr 1.14，Mo 0.24，P 0.028，S 0.014。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.40，Mn 1.07，Cr 1.22，Mo 0.19，P 0.022，S 0.011。
注：分子为数据范围，分母为平均值。



(a) 用钢成分（质量分数）(%)：C0.21,Si0.27,Mn0.96,Cr1.24,Mo0.22；热处理：850°C油淬，回火空冷

(b) 用钢成分（质量分数）(%)：C0.30,Si0.30,Mn1.05,Cr1.22,Mo0.27；热处理：850°C,800°C两次油淬，回火空冷

图 13.2-216 20CrMnMo 钢不同回火温度的力学性能

表 13.2-364 20CrMnMo钢渗碳后的抗弯强度

热处理制度	试样尺寸/mm×mm×mm	不同渗碳层深度（mm）的 σ_{bb}/MPa[①]				试样尺寸/mm×mm×mm	不同渗碳层深度（mm）的 A_K/J[②]	
		0.8～0.9	1.0～1.1	1.4～1.5	1.6～1.7		0.9～1.1	1.4～1.6
940℃渗碳，降温到860℃油淬，180℃回火	10×10×120 l_0=100	2 210	1 980	1 790	1 730	10×10×55	30.6	16.5
940℃渗碳，重加热860℃油淬，180℃回火	10×10×120 l_0=100	2 950	2 650	2 380	2 310			

注：静弯和冲击均为无缺口试样；冲击试样经过920℃渗碳，降温到820℃油淬，180℃回火。
① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.28，Mn 1.04，Cr 1.23，Mo 0.22，P 0.013，S 0.031。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.21，Si 0.34，Mn 1.08，Cr 1.13，Mo 0.23，P 0.021，S 0.006。

表 13.2-365 20CrMnMo钢疲劳极限

试样尺寸/mm	热处理制度	渗碳层深度/mm	表面硬度HRC	σ_{-1}/MPa
ϕ7.52×90	940℃渗碳8 h，重加热到860℃油淬，200℃×120 min回火	1.65	58.5	630

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.40，Mn 1.07，Cr 1.22，Mo 0.19，P 0.022，S 0.011。

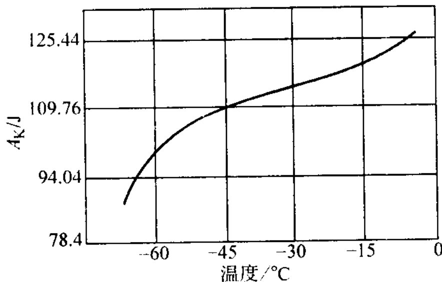


图 13.2-217 20CrMnMo钢低温冲击吸收功
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.30，Mn 1.05，Cr 1.22，Mo 0.27；850℃油淬，190℃回火空冷

（4）工艺性能（表 13.2-366～表 13.2-368 和图 13.2-218、图 13.2-219）

表 13.2-366 20CrMnMo钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 200～1 240	1 150～1 200	≥900	堆冷

表 13.2-367 20CrMnMo钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	渗碳	淬火	回火	气体氰化	淬火	回火
温度/℃	850～870	880～930	660～710	880～950	830～860	180～220	830～860	780～830	160～200
冷却	炉内	空气	空气	空冷，400℃碱浴	油或200～250℃碱浴	空气	预冷5～10 min	油或碱浴	空冷
硬度HB	≤217	190～228	≤227			表面≥58HRC			表面≥60HRC

表 13.2-368 20CrMnMo钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	950	1 050	1 150
晶粒度级别	8～7	6	3～4	3～4

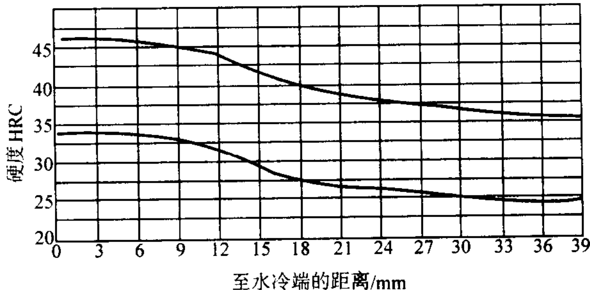
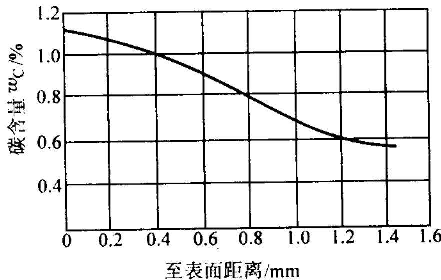


图 13.2-218 淬透性带
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.16～0.25，Si 0.22～0.38，Mn 0.90～1.16，Cr 1.14～1.36，Mo 0.21～0.27，P 0.011～0.028，S 0.005～0.017，根据67炉钢数据画成；860℃正火，860℃加热30 min端淬



加热制度	850℃ 90mm	900℃ 90mm	950℃ 90mm
脱碳层深度/mm	0.12～0.16	≤0.196	≤0.314

图 13.2-219 20CrMnMo钢渗碳层碳浓度变化曲线
（940℃渗碳，井式炉，渗碳剂煤油，880℃出炉缓冷）

3.3.8 20MnTiB

20MnTiB钢的力学性能和淬透性优于20CrMnTi钢，当锰含量为上限时，端淬试样半马氏体硬度区可达到12 mm处；经计算，当锰含量（质量分数）在下限时（1.30%），其半马氏体硬度区远于9 mm。这种钢低温冲击韧性良好，渗碳层和具有渗碳层的试样抗弯强度也较高。此钢的渗碳速度与20CrMnTi钢相似，正火后的切削加工性能不比20CrMnTi钢差，晶粒长大倾向小。

此钢用于制造中等负荷轴类、中模数的齿轮、轴齿轮等。

（1）化学成分（表 13.2-369）

表 13.2-369 20MnTiB钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Ti	B	P	S
0.17～0.24	0.17～0.37	1.30～1.60	0.04～0.10	0.0005～0.0035	≤0.0035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表13.2-370）

表13.2-370　20MnTiB钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）/℃	726	840	753	610

注：用钢成分（质量分数）（%）C 0.19，Si 0.29，Mn 1.66，Ti0.09，B 0.00 38，P 0.00 7，S 0.007。

（3）力学性能（表13.2-271～表13.2-375和图13.2-220、图13.2-221）

（4）工艺性能（表13.2-376～表13.2-378和图13.2-221）

表13.2-371　20MnTiB钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
15	860℃油淬，200℃回火空冷或水冷	≥1 130	≥930	≥10	≥45	≥54.9	①
	860℃油淬，200℃回火空冷	$\frac{1\,290\sim1\,520}{1390}$	$\frac{1\,030\sim1\,310}{1\,160}$	$\frac{10\sim15}{12.7}$	$\frac{54.5\sim63}{58.8}$	$\frac{59.6\sim125.4}{88.6}$	41炉钢

注：分子为数据范围，分母为检验数据的平均值。

① 摘自GB/T 3077—1999。

表13.2-372　20MnTiB钢不同温度淬火后的力学性能

热处理毛坯尺寸/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J
		MPa		%		
ϕ16	860℃油淬，200℃回火空冷	1 410	1 230	11.4	57.5	71.3
	880℃油淬，200℃回火空冷	1 390	1 230	11.8	59.2	88.2

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.19，Si 0.29，Mn1.66，Ti 0.09，B 0.003 8，P 0.007，S 0.007，Cr 0.03，Ni0.04。

表13.2-373　20MnTiB钢伪渗碳后的力学性能

热处理毛坯尺寸/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J
		MPa		%		
ϕ16	930℃伪渗碳8 h，降温到840℃油淬，200℃回火空冷	1 360	1 150	11.2	56.0	61.2

注：用钢成分（质量分数）（%）C 0.19，Si0.29，Mn 1.66，Ti 0.09，B 0.0038，P 0.007，S 0.007。

表13.2-374　20MnTiB钢渗碳后淬火、回火的力学性能

热处理制度	渗层深度/mm		弯曲试验 10 mm×10 mm×55 mm，跨距=52.8 mm		薄片弯曲试验 2 mm×2 mm×80 mm，跨距=50 mm		冲击试验 10 mm×10 mm×50 mm（无缺口）
	共析层	总深	HRC	σ_{bb}/MPa	HRC	σ_{bb}/MPa	A_K/J
930℃气体渗碳6 h，降温到840℃油淬，200℃回火空冷	1.0	2.1	~55	2 240	59～62	1 720	13.3

表13.2-375　取自不同截面20MnTiB钢材的ϕ15 mm试棒经淬火回火后的力学性能

钢材直径/mm	取样位置	热处理	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
			MPa		%			
50	中心	920℃正火，840℃油淬，210℃回火空冷	1 372	1 160	11.9	50.0	87	①
75	R/2		1 460	1 230	11.4	52.0	69.8	②
80	R/2		1 430	1 250	11.1	57.0	58	③
130	R/2		1 480	1 190	12.9	50.2	61.2	④

① 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.19，Si 0.27，Mn 1.59，Ti0.12，B 0.002 8，P 0.017，S 0.006。

② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.26，Mn 1.54，Ti 0.10，B 0.0041，P 0.017，S 0.009。

③ 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.25，Mn 1.58，Ti 0.12，B 0.003 6，P 0.017，S 0.009。

④ 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.27，Mn 1.56，Ti 0.10，B 0.002 8，P 0.017，S 0.007。

疲劳极限σ_{-1n}：377.3 MPa

（用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.26，Mn 1.62，Ti 0.09，B 0.003 3，P 0.016，S 0.008；900℃油淬，200℃回火空冷；σ_b = 1 399 MPa；试样工作部位尺寸为ϕ8 mm，缺口处为ϕ6 mm，缺口底部半径r = 1 mm）

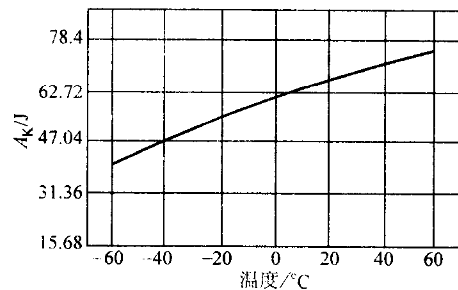


图13.2-220　20MnTiB钢低温冲击吸收功

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.19，Si 0.29，Mn 1.66，Ti 0.09，B 0.003 8，P 0.007，S 0.007；热处理毛坯直径16 mm，经930℃×8 h伪渗碳，降温到840℃油淬，200℃回火空冷

表13.2-376　20MnTiB钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 200	1 180	850	缓冷

表 13.2-377　20MnTiB 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	渗碳	回火	渗碳	淬火Ⅰ	淬火Ⅱ	回火
温度/℃	680~720	950~970	930	180~200	930~950	860~880	780~820	180~200
冷却	炉冷	空气	降温到830~850℃油淬	空气		油	油	空气
硬度HB	≤187HB	≤187HB		表面56~62HRC				表面56~62HRC

表 13.2-378　20MnTiB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
晶粒度①级别	8~7	8~7	8~7	7~8	7~6	6~7	6~5	3

① 用氧化法、3 h 测定。

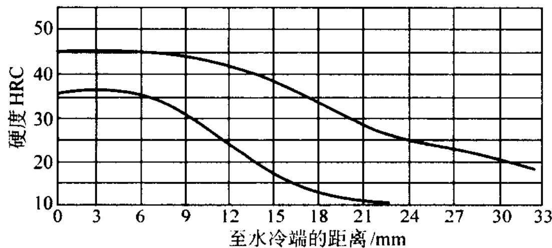


图 13.2-221　20MnTiB 钢淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.19~0.22，Si 0.25~0.42，Mn 1.30~1.66，Ti 0.07~0.11，B 0.001~0.002 8，Cr 0.04~0.12，Ni 0.04~0.18；毛坯直径 ϕ42~80 mm，12 炉 22 批数据；900℃加热端淬

3.3.9　20CrNi3

20CrNi3 钢调质或低温回火后都具有良好的综合力学性能，低温冲击韧性也较好。此钢有白点敏感倾向，高温回火时有回火脆性倾向。淬火到半马氏体硬度，油淬时可淬透 ϕ50~70 mm。切削加工性良好。焊接性中等。该钢多用于制造高负荷条件下工作的齿轮、轴、蜗杆及螺栓、双头螺栓、销钉等。

（1）化学成分（表 13.2-379）

表 13.2-379　20CrNi3 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.17~0.24	0.17~0.37	0.30~0.60	0.60~0.90	2.75~3.15	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点：表 13.2-380。

表 13.2-380　20CrNi3 钢临界点（近似值）　%

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
700	760	630	500

密度：7.88 g/cm³。

弹性模量 E：199.920 GPa。

切变模量 G：79.870 GPa。

线胀系数：表 13.2-381

表 13.2-381　20CrNi3 钢线胀系数

温度/℃	20~100	20~200	20~400	20~600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.8	13.0	14.7	15.6

热导率：表 13.2-382。

表 13.2-382　20CrNi3 钢热导率

温度/℃	60	500	750	910
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	30.932	25.498	21.318	18.81

（3）力学性能（表 13.2-383~表 13.2-385 和图 13.2-222、图 13.2-223）

表 13.2-383　20CrNi3 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_k/J	备注
		MPa		%			
25	830℃水或油淬，480℃回火水或油冷	≥930	≥735	≥11	≥55	≥78.4	①
	840℃水淬，490℃回火水冷	$\frac{955~1\,190}{1\,040}$	$\frac{805~1\,100}{920}$	$\frac{11.8~21.2}{15.3}$	$\frac{55~69.4}{64.9}$	$\frac{91.4~179.5}{131.7}$	33 炉钢
	840℃油淬，470℃×60 min 回火水冷	$\frac{990~1\,160}{1\,090}$	$\frac{820~1\,110}{1\,030}$	$\frac{11.5~18.5}{15.3}$	$\frac{61~70}{65.3}$	$\frac{113.7~149}{133.3}$	22 炉电渣重熔钢
20	900℃正火，820℃油淬，200℃回火空冷	1 220	1 030	9.8	55.6	54.1	②
	900℃正火，820℃油淬，500℃回火空冷	920		17.5	65.6	76.8	
25	800℃油淬，560℃回火油冷	940	855	9.9	60.6	113.7	③
20	940℃伪渗碳 8 h，810℃油淬，220℃回火	1 520	1 220	12.5	51.4	58.8	②
	930℃渗碳 6 h，810℃油淬，220℃回火	1 810	1 370	3.7		96 [无缺口]	②渗层 1.5 mm，表面 58.3HRC
	930℃渗碳 8 h，810℃油淬，220℃回火	1 890	1 520	4.5		55.9 [无缺口]	②渗层 1.74 mm，表面 58HRC

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.33，Mn 0.41，Cr 0.70，Ni 2.80，Cu 0.13，P 0.024，S 0.004。

③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.24，Si 0.35，Mn 0.56，Cr 0.70，Ni 2.65，P 0.018。

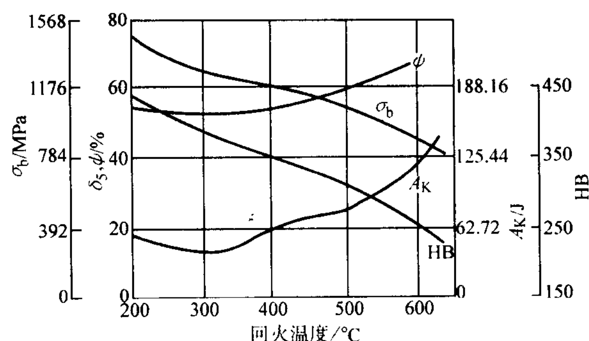


图 13.2-222 20CrNi3 钢不同温度回火后的力学性能

用钢成分在标准规定范围之内；

830℃油淬后不同温度回火

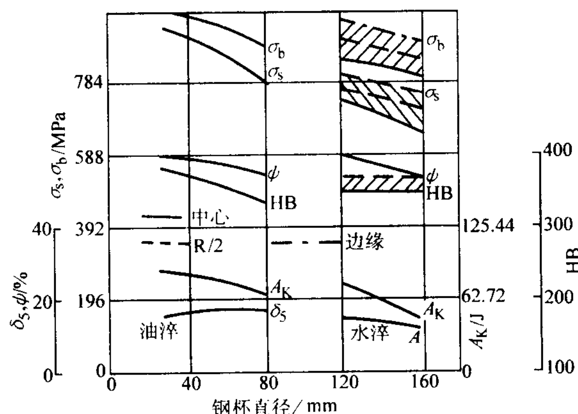


图 13.2-223 不同尺寸的 20CrNi3A 钢热处理后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.24，Si 0.22，Mn 0.43，Cr 0.44，Ni3.13；850℃正火，650℃回火空冷，820℃水淬或油淬，500℃回火空冷

表 13.2-384 20CrNi3 钢渗碳试样的静弯强度和冲击吸收功

热处理制度	渗层深度/mm	表面硬度 HRC	弯曲强度/MPa 15 mm×15 mm×120 mm	A_k/J 15 mm×15 mm×50 mm 无缺口	A_k/J 10 mm×10 mm×50 mm 无缺口
930℃渗碳 6 h，810℃油淬，220℃回火	1.50	58.3	3 000	95.6	
930℃渗碳 10 h，810℃油淬，220℃回火	1.74	58.0	3 260		55.9

表 13.2-385 20CrNi3 钢疲劳极限

热处理制度	试样尺寸/mm	硬度 HRC 表面	硬度 HRC 心部	渗层深度/mm	σ_{-1}/MPa	备注
930℃渗碳 8 h，810℃油淬，200℃回火空冷	ϕ7.52×90	60		1.49	764.4 (5×10⁶次)	
800℃油淬，560℃回火空冷			σ_b960 MPa		421.4	①
800℃油淬，560℃回火空冷			σ_b745～975 MPa		338.1～382.2（扭转 τ_{-1} = 230.3 MPa）	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.24，Si 0.35，Mn 0.56，Cr 0.7，Ni 2.65，P 0.018。

② 用钢成分（质量分数）(%) C 0.19，Cr 0.7，Ni 3.02。

(4) 工艺性能（表 13.2-386～表 13.2-390 和图 13.2-224、图 13.2-225）

表 13.2-386 20CrNi3 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 180	850	缓冷

表 13.2-387 20CrNi3 钢热处理工艺参数（一）

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	氰化
温度/℃	840～860	860～890	670～690	820～860	200～260 和 450～500	820～860
冷却	炉冷	空气	空气	油	油或水	油淬
硬度 HB	≤241		≤241		按需要	

表 13.2-388 20CrNi3 钢热处理工艺参数（二）

项目	回火	渗碳	淬火Ⅰ	淬火Ⅱ	回火
温度/℃	150～180	900～940①	860	780～830	150～200
冷却	空气		油	油	空冷
硬度 HB	表面≥58HRC				表面≥58 HRC 心部 26～40HRC 心部

① 渗碳后可以高温回火或直接等温分级淬火，然后再正式淬火。

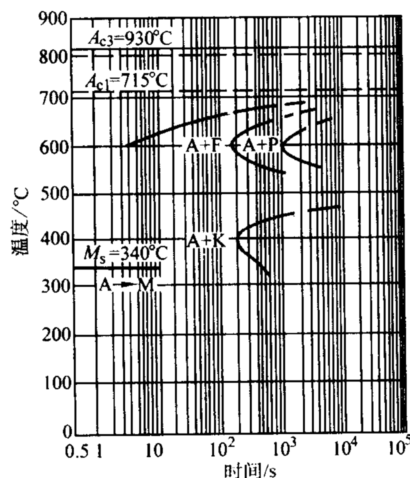


图 13.2-224 20CrNi3 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Cr 0.9，Ni 3.38；奥氏体化温度 850℃

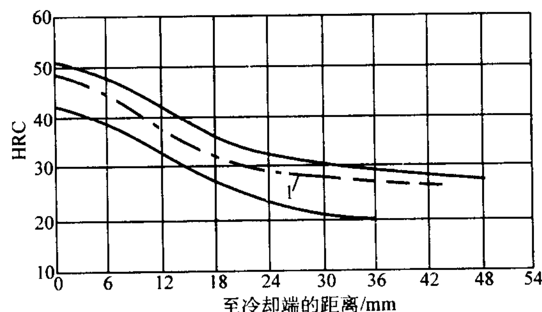


图 13.2-225 20CrNi3 钢淬透性带和淬透性曲线

用钢成分在标准规定范围内；用 55 炉钢画出的曲线带，晶粒度 8～10 级，850℃正火，830℃加热后端淬；

1—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.22，Si 0.33，Mn 0.41，Cr 0.70，Ni2.80，P 0.024，S 0.004，900℃正火，900℃加热后端淬

表 13.2-389 20CrNi3 钢渗碳后脱碳倾向

加热温度/℃	850	900	950
保温时间/min	90	90	90
脱碳层深度/mm	0.09～0.177	0.15～0.25	0.196～0.40

表 13.2-390 20CrNi3 钢渗碳后淬裂倾向

热处理制度	渗碳后在下列温度（℃）油淬时				渗碳后在下列温度（℃）水淬时		
	850	1 200℃降温到 850	900	950	850	1 200℃降温到 850	900
淬裂试样/%	0	0	0	0	33	100	100

注：试样为 ϕ40 mm，宽 10 mm 深 12 mm 的双缺口试样；淬火前经 940℃×8 h 渗碳。

3.3.10 12Cr2Ni4

12Cr2Ni4 钢经渗碳并淬火回火后，不但表面有很高的强度，而且心部强度和韧塑性配合得很好。一般来说，此钢渗碳层中残余奥氏体较多。渗过碳的零件在加热到 830℃～850℃并于 260～330℃的硝盐中冷却，随后加热到 500℃均热约 1 h 油冷，这种处理能有效地改善渗碳层组织，其变形量也较小。等温淬火和冰冷处理也能得到很好的渗层组织和心部性能。12Cr2Ni4A 钢适宜焊接（焊后应退火）；切削加工性约 50%，冷变形性中等。此钢有回火脆性倾向和形成白点的倾向。此钢淬透性好。

12Cr2Ni4 钢通常用于制造截面较大、负荷较高而又要求有良好韧性的重要零件，例如齿轮、花键轴、活塞销、花键滚针轴承套、重要螺栓等。

（1）化学成分（表 13.2-391）

表 13.2-391 12Cr2Ni4 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.10～0.16	0.17～0.37	0.30～0.60	1.25～1.65	3.25～3.65	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数

临界点：表 13.2-392。

表 13.2-392 12Cr2Ni4 钢临界点（近似值） %

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	A_r''	M_s	M_f
720	800	675	605	475～340	390	245

注：1. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.16，Si0.25，Mn 0.48，Cr1.44，Ni3.40，P0.015，S 0.008。
2. 奥氏体化温度 850℃。

密度：7.84g/cm^3。

线胀系数：表 13.2-393。

表 13.2-393 12Cr2Ni4 钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～400	20～600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.8	13.0	14.7	15.6

热导率：表 13.2-394。

表 13.2-394 12Cr2Ni4 钢热导率

温度/℃	60	500	750	910
$\lambda/W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	30.932	25.498	20.9	17.974

比热容：表 13.2-395。

表 13.2-395 12Cr2Ni4 钢比热容

温度/℃	380	425
$c/kJ \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	0.656	0.644

（3）力学性能（表 13.2-396～表 13.2-402 和图 13.2-226、图 13.2-227）

表 13.2-396 12Cr2Ni4 钢力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_k	备注
		MPa		%		/J	
15	860℃、780℃两次油淬；200℃回水，水冷或空冷	≥1 080	≥835	≥10	≥50	≥70.6	①
	860℃、780℃油淬，200℃回火空冷	$\frac{1\ 200～1\ 430}{1\ 330}$	$\frac{1\ 080～1\ 330}{1\ 220}$	$\frac{11～18}{14.7}$	$\frac{50～66.5}{60.9}$	$\frac{75.3～181.1}{123.1}$	93 炉钢
	880℃、780℃×40 min 油淬，200℃×60 min 回火，空冷	1 040	820	11.5	57.7	117.6	②
	880℃、780℃×40 min 油淬，200℃×120 min 回火，空冷	1 320	1 100	12.8	61.7	91.7	③

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.10，Si 0.33，Mn 0.44，Cr 1.46，Ni 3.30，P 0.015，S 0.022。
④ 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.13，Si 0.16，Mn 0.46，Cr 1.49，Ni 3.63。

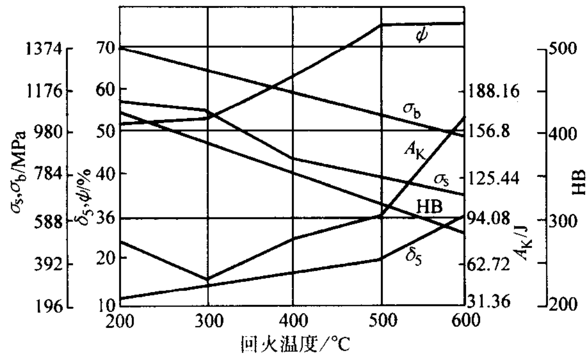


图 13.2-226 12Cr2Ni4 钢不同温度回火后的力学性能
用钢成分在规定范围内；760～780℃油淬

表 13.2-397 12Cr2Ni4 钢不同温度回火后的冲击吸收功和硬度

回火温度/℃	150	170	200	230	260	300	350	400	500
A_k/J	90.9	90.9	89.4	96.4	85.5	97.2	98	102.7	130.9
HRC	39	39	40.5	39.7	39	40.2	39.2	40.2	37.5

注：1. 数据为两个试样的平均值；15 mm×15 mm 方料，900℃油淬，然后不同温度回火，空冷。
2. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.13，Si 0.16，Mn 0.46，Cr 1.49，Ni3.63。

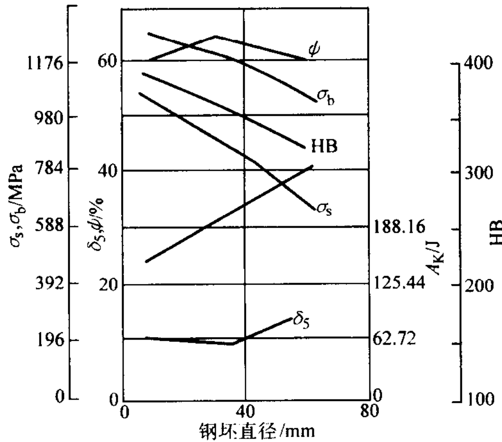


图 13.2-227 不同截面 12Cr2Ni4 钢钢材热处理后的力学性能
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.13，Si 0.35，Mn 0.49，Cr 1.05，Ni 4.48；热处理：780℃油淬，130℃回火

表 13.2-398 12Cr2Ni4 钢伪渗碳后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K	HRC	备注
		MPa		%		J		
16	900℃伪渗碳6 h，850℃加热，于280℃等温淬火	1 140	1 050	14.7	70.8	128.6	35.1	①
	900℃伪渗碳6 h，760℃油淬，160℃回火120 min空冷	1 180	1 070	15.3	67.2	112.1	36	
	900℃伪渗碳6 h，800℃油淬，160℃回火120 min空冷					109	36.5	
16	900℃伪渗碳6 h，850℃加热，于330℃等温淬火	1 280	1 180	12.9	64.0	93.3	38	②
	900℃伪渗碳6 h，740℃油淬，160℃回火120 min空冷	1 240	1 120	14.5	59.0	90.2	36	
15	950℃×8 h伪渗碳，降温到780℃油淬，780℃重加热油淬，200℃×120 min回火空冷	1 300	1 030	13.0	55.7	109		③

① 用钢成分（质量分数）(%)：C0.11，Mn0.38，Cr1.38，Ni3.69。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C0.15，Mn0.46，Cr1.34，Ni3.36。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C0.13，Si0.16，Mn0.46，Cr1.49，Ni3.63。

表 13.2-399 12Cr2Ni4 钢渗碳后的抗弯强度和冲击功

热处理制度	弯曲试验（无缺口）15 mm×15 mm×100 mm 跨距 80 mm			弯曲试验（有缺口）5.3 mm×15.3 mm×100 mm 跨距 80 mm，r=0.2 mm	薄片弯曲试验 3 min×12 mm×80 mm 跨距 50 mm	冲击试验 15 mm×15 mm×100 mm
	P_L（平均）/kN	σ_{bb}/MPa	f_{max}（平均）/mm	P_L（平均）/kN	P_L（平均）/kN	A_K/J
940℃渗碳 12 h，降温到 840℃油淬，780～800℃油淬，200℃回火空冷	58.16①		2.48	42.63①	2.744①	101.9
930℃渗碳 7 h，810～830℃油淬，200℃回火空冷	30.32② 35.97②	740 880				

① 渗碳层深度为 2.2 mm。
② 渗碳层深度为 1.5 mm；弯曲试样尺寸为 15 mm×15 mm×150 mm，支点跨距为 110 mm。

表 13.2-400　12Cr2Ni4 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	σ_{-1}	备注
		MPa		MPa	
16	900℃×6 h 伪渗碳，850℃加热，于 330℃等温淬火	1 280	1 180	432.8	①
	900℃×6 h 伪渗碳，740℃油淬，160℃回火 120 min 空冷	1 240	1 120	432.8	①
	810℃油淬，200℃回火	1 350	1 140	415.5	
	920℃渗碳 5 h，810℃油淬，200℃回火			846.7	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C0.15，Mn0.46，Cr 1.34，Ni 3.36。

表 13.2-401　12Cr2Ni4 钢低温冲击吸收功

预热处理制度	下列温度（℃）时的 A_K/J				
	20	0	-20	-40	-60
15 方，900℃油淬，200℃回火空冷	98	101.1	94.9	94.9	92.5
回火空冷	90.9	89.4	93.3	82.3	100.4

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.13，Si 0.16，Mn 0.46，Cr 1.49，Ni 3.63。

表 13.2-402　12Cr2Ni4 钢高温力学性能

预热处理制度	温度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	HB
	℃	MPa		%		
815~850℃油淬，200℃回火	200	1 270	1 030	15	50	335
	500	835	685	20	68	250
	650	715	635	30	70	175

(4) 工艺性能（表 13.2-403 ~ 表 13.2-406 和图 13.2-228 ~ 图 13.2-231）

表 13.2-403　12Cr2Ni4 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷 却
1 200	1 180	850	$\phi \geq 75$ mm 缓冷

表 13.2-404　12Cr2Ni4 钢热处理工艺参数

项 目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳
温度/℃	650~680	890~940	650~680	860	400~600 (200~250)	900~930
冷 却	炉冷	空气	空气	油	油、水或空气	
硬度 HB	≤269		≤229		按需要	

项目	淬火 Ⅰ	淬火 Ⅱ	回火	氰化	回火
温度/℃	840~860	770~790	150~200	840~860	150~180
冷 却	油	油	空气	直接油淬	空气
硬度 HB			表面≥58HRC 心部 26~40HRC		表面≥58HRC

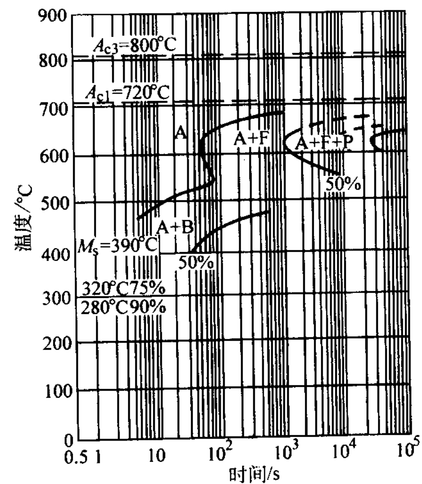


图 13.2-228　12Cr2Ni4 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.16，Si 0.25，Mn 0.48，Cr 1.44，Ni 3.40，P 0.015，S 0.008；奥氏体化 850℃×20 min

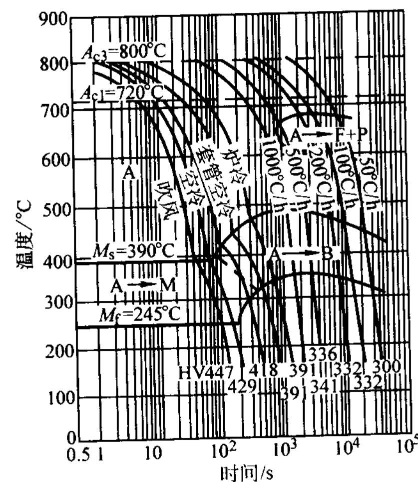


图 13.2-229　12Cr2Ni4 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.16，Si 0.25，Mn 0.48，Cr 1.44，Ni 3.40，P 0.015，S 0.008；奥氏体化 850℃×20 min

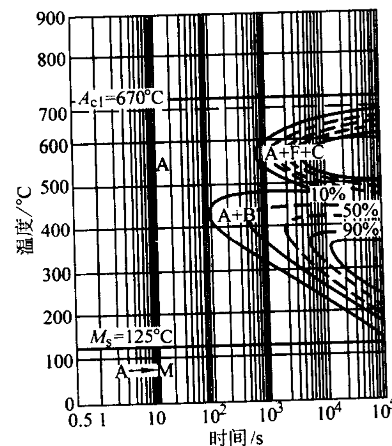


图 13.2-230　12Cr2Ni4 钢渗碳后的等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 1.02，Si 0.27，Mn 0.47，Cr 1.22，Ni 4.15；奥氏体化 770℃

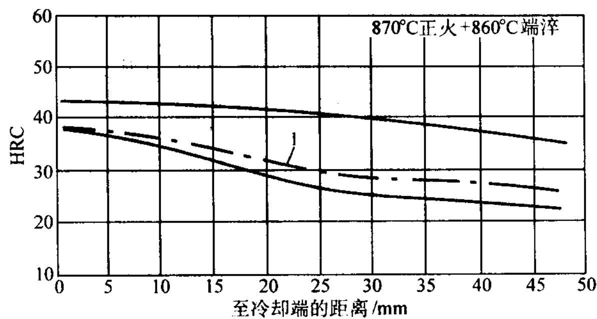


图 13.2-231 12Cr2Ni4 钢淬透性带

用钢成分在规定范围内，晶粒度 8 ~ 10 级；
870℃正火，860℃加热端淬；淬透性带用 76 炉钢数据画成；
1—用钢成分（质量分数）(%)：C 0.10，Si 0.33，Mn 0.44，Cr 1.46，Ni3.30，P 0.015，S 0.022。840℃ × 65 min 加热端淬

表 13.2-405 12Cr2Ni4 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	930	950	1 000	1 050	1 100	1 150	备注
保温时间/min	180	60	60	60	60	60	
晶粒度级别	7 ~ 8	7 ~ 8	7 ~ 8	6 ~ 5	5 ~ 6	5 ~ 6 (4)	电炉钢，渗碳后用直接浸蚀法显示晶粒大小
	7 ~ 5	5 ~ 4	5 ~ 4	3 ~ 2	3 ~ 2 (1)	1 ~ 2	电渣重熔钢，退火后用直接浸蚀法显示晶粒大小

表 13.2-406 12Cr2Ni4 钢渗碳后不同温度时的脱碳倾向

加热温度/℃	在下列时间（min）氧化失重量/mg·cm⁻²			在下列时间（min）脱碳层深度/mm		
	30	60	90	30	60	90
840	21.3	45.5	62.2	0.1	0.1	0.1
880	22.3	52.1	76.5	0.1	0.1 ~ 0.15	0.1 ~ 0.15
1 150	173.0	267.0	318.0	0.2 ~ 0.3	0.30 ~ 0.50	0.50 ~ 0.60

注：试样先经 930℃渗碳 7 h。

3.3.11 20Cr2Ni4

20Cr2Ni4 钢较 12Cr2Ni4 钢具有更高的强度和淬透性，具有良好的综合力学性能。该钢有回火脆性倾向和形成白点的倾向，切削性能良好，可焊性中等。当钢中有少量钼元素存在时，有利于氰化层性能的改善。此钢主要用于制造高载荷条件下工作的齿轮、轴、轴齿轮、大截面螺栓和其他连接件。也制造承受冲击负荷大的特大轴承、中型轴承。

(1) 化学成分（表 13.2-407）

表 13.2-407 20Cr2Ni4 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
0.17 ~ 0.23	0.17 ~ 0.37	0.30 ~ 0.60	1.25 ~ 1.65	3.25 ~ 3.65	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数表（表 13.2-408）

表 13.2-408 20Cr2Ni4 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	备注
685	775	630	585	305	①
705	765	640	580	395	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C0.19，Si0.26，Mn0.54，Cr1.51，Ni3.64，P0.015，S0.011；奥氏体化温度：900℃。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C0.17，Si0.31，Mn0.51，Cr1.57，Ni3.45，Mo0.25，Cu0.12，P0.021，S0.005；奥氏体化温度：880℃。

(3) 力学性能（表 13.2-409 ~ 表 13.2-416）

表 13.2-409 20Cr2Ni4 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K	硬度 HRC	备注
		MPa		%		J		
15	880℃、780℃油淬，200℃回火，水或空冷	≥1 180	≥1 080	≥10	≥45	≥62.7		①
	退火后	645	410	26 (δ_{10})	71.3			
	795℃油淬，150℃回火	1 430	1 005	9.2	54.1	56.4	39 ~ 40	
	940℃ × 10 h 伪渗碳，油冷，600℃回火 6 h，2 次；800℃油淬，150℃回火	1 340		14.7	44.3	92.5		
	880℃、780℃ × 40 min 油淬，200℃ × 120 min 回火，空冷	1 320 ~ 1 520 / 1 370	1 090 ~ 1 310 / 1 230	10.5 ~ 15 / 12.9	51.5 ~ 61.5 / 57	62.7 ~ 104.3 / 83.1		44 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-410 20Cr2Ni4 钢不同温度淬火的力学性能

淬火温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K
	MPa		%		J
780	1 460	1 230	13.8	51.4	76.8
800	1 450	1 230	13.9	54.3	76
820	1 460	1 210	13.0	55.0	78.4
840	1 450	1 220	13.2	55.0	70.6
860	1 440	1 180	12.2	50.8	83.1

注：1. 淬火时油冷，200℃回火 6 h；数据为 3 个试样的平均值。
2. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.31，Mn 0.51，Cr 1.57，Ni 3.45，Mo 0.25，Cr 0.12，P 0.021，S 0.005。

表 13.2-411 20Cr2Ni4 钢 φ80 mm 棒材热处理后的力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	硬度 d_{HB}/mm
	MPa		%			
950℃正火，650℃回火空冷；800℃ × 165 min 油淬，150℃ × 3 h 回火，空冷	1 260	1 060	14.2	56.0	99.6	3.15
950℃正火，650℃回火空冷；820 ~ 830℃ × 165 min 油淬，150℃回火 3 h，空冷	1 330	1 200	12.1	52.5	72.1	3.10

表 13.2-412　20Cr2Ni4 钢疲劳极限

热处理制度	σ_{-1}	σ_{-1n}
	MPa	
830℃油淬，200℃回火 60 min，空冷	580	265
830℃油淬，250℃回火 60 min，空冷	560	225

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.31，Mn 0.51，Cr 1.57，Ni 3.45，Mo 0.25，Cr 0.12，P 0.021，S 0.005。
2. 圣克型试样。

表 13.2-413　20Cr2Ni4 钢渗碳后的接触疲劳寿命

渗碳层深度/mm	表面硬度 HRC	接触应力 /MPa	接触疲劳寿命 N	破坏率 /%
0.9 ~ 1.1	60 ~ 64	6 860	2.82×10^6	50
1.4	60 ~ 64	6 860	11.77×10^6	50

表 13.2-414　20Cr2Ni4 钢抗弯强度和冲击吸收功

热处理制度	渗层深度 /mm	HRC		σ_{bb} /MPa	f/mm	A_K/J	备注
		表面	心部				
渗碳后，780℃油淬，150℃回火	2.3	62	42.5	2 610	3.1	38.4	①
渗碳后，800℃油淬，150℃回火	2.3	62	43.0	2 710	3.2	45.5	②
820 ~ 830℃碳氮共渗，油淬，150℃回火空冷	约 0.8	55 ~ 56	44	2 030		43.1	③

① 试样尺寸 15 mm × 15 mm × 150 mm，l_0 = 130 mm，无缺口。
② 冲击试样尺寸 10 mm × 10 mm × 55 mm，无缺口；渗碳层深度 1.5 mm。
③ 试样尺寸 15 mm × 15 mm × 100 mm，l_0 = 80 mm，无缺口。

表 13.2-415　20Cr2Ni4 钢冲击疲劳寿命

碳、氮共渗层深度 /mm	表面硬度 HRC	冲击吸收功/J	断裂周次	持续时间 /min
0.8	57 ~ 58	51	10 350 ~ 27 000	23 ~ 60

注：ϕ10 mm 无缺口试样，l_o = 90 mm；试样转数 225 r/min，冲击频率 450 次/min，冲程 39 mm。

表 13.2-416　20Cr2Ni4 钢低温冲击吸收功

预热处理制度	下列温度（℃）时的冲击值 A_K/J					
	室温	0	−20	−40	−60	−80
830℃油淬，200℃回火空冷	69	81.5	73.7	75.3	65.9	65.1
830℃油淬，250℃回火空冷	55.7	51.7	60.4	51	55.7	41.6

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.31，Mn 0.51，Cr 1.57，Ni 3.45，Mo 0.25，Cu 0.12，P 0.021，S 0.005。

（4）工艺性能（表 13.2-417 ~ 表 13.2-419 和图 13.2-232 ~ 图 13.2-237）

表 13.2-417　20Cr2Ni4 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 150 ~ 1 200	1 120 ~ 1 180	≥850	缓冷，及时退火或回火

表 13.2-418　20Cr2Ni4 钢热处理工艺参数

项目	退火	退火	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳	淬火 I	高温回火
加热温度/℃	810 ~ 870	650 ~ 670	860 ~ 900	630 ~ 650	840 ~ 860	500 ~ 630	900 ~ 950	850 ~ 870	600 ~ 650
冷却方法	炉冷	炉冷	空冷	空冷	油冷	油或水冷		油冷	空冷
硬度 HB	≤268	≤269		≤269		按需要			

淬火 II	回火	渗碳	淬火	回火	氰化	回火
780 ~ 820	150 ~ 180	900 ~ 950	810 ~ 830	150 ~ 180	820 ~ 850	150 ~ 180
油冷	空冷		油冷	空冷	油冷	空冷
	表面≥58HRC 心部 26 ~ 40HRC			表面≥58HRC 心部 26 ~ 40HRC		表面≥58HRC

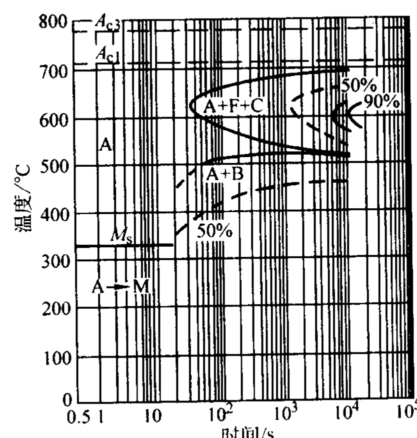


图 13.2-232　20Cr2Ni4 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.27，Mn 0.45，Cr 1.50，Ni 3.50；奥氏体化 900℃

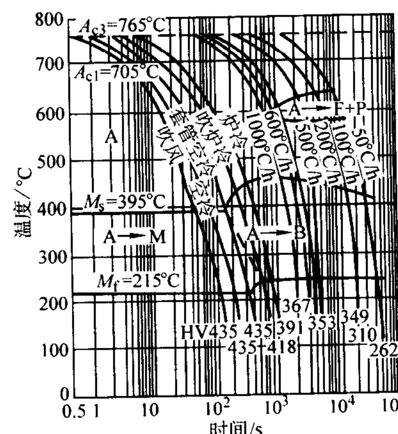


图 13.2-233　20Cr2Ni4 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.31，Mn 0.51，Cr 1.57，Ni 3.45，Mo 0.25，Cu 0.12，P 0.021，S 0.005；奥氏体化 880℃

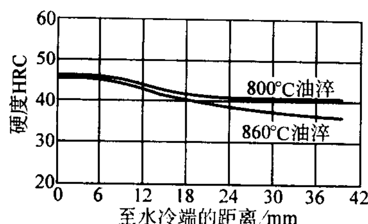


图 13.2-234 20Cr2Ni4 钢淬透性曲线
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.19，Si 0.26，Mn 0.54，Cr 1.51，Ni 3.63，P 0.015，S 0.011

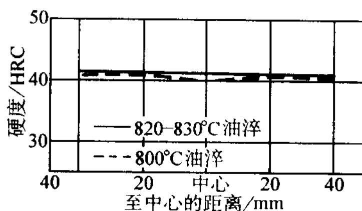


图 13.2-235 20Cr2Ni4 钢 ϕ80 mm 钢棒热处理后的硬度分布
950℃正火，650℃回火，不同温度淬火保温 165 min 油冷，150℃回火 3 h 空冷，不同炉钢材

表 13.2-419 20Cr2Ni4 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	1 050	1 100	1 150	1 200	1 240	1 280
晶粒度级别	5 ~ 3	4 ~ 3	3	3 ~ 2	2	1

注：各温度保温 3 h。

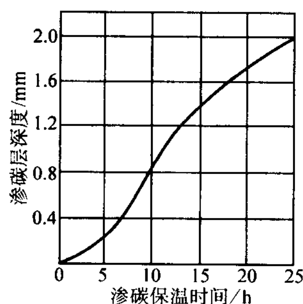


图 13.2-236 20Cr2Ni4 钢渗碳速度
T—105 型炉；(910 ± 10)℃，苯 80 ~ 100 滴/min 渗碳后经 650℃ × 3 h 回火

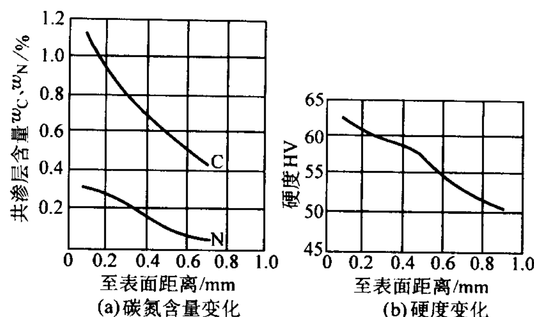


图 13.2-237 碳氮共渗层中碳、氮含量的变化和硬度变化
(a) 810 ~ 830℃共渗 16 h，85℃酒精，15%苯，通入量 70 mL/min，氨气通入量 5 ~ 10 L/min；
(b) 810 ~ 820℃共渗 17 h，通苯量 24 ~ 30 mL/min，氨气量 27 L/min) 油淬，170℃回火 3 h)

3.3.12 20CrNiMo

20CrNiMo 钢原系美国 AISI、SAE 标准中的钢号 8720。淬透性能与我国 YB6－71 标准中的 20CrNi（1.00% ~ 1.40%Ni）钢相近。虽然钢中含 Ni 量为 20CrNi 钢的一半，但由于加入少量 Mo 元素，使奥氏体等温转变曲线的上部往右移，又适当提高了含 Mn 含量，致使此钢的淬透性仍然很好，强度也比 20CrNi 钢高。此钢在美国常用于制造中小型汽车、拖拉机的发动机和传动系统的齿轮。此钢亦可代替 12CrNi3 钢制造要求心部性能较高的渗碳件、氰化件，例如石油钻探和冶金露天矿用的牙轮钻头的牙爪和牙轮体。

(1) 化学成分（表 13.2-420）

表 13.2-420 20CrNiMo 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P、S
0.17 ~ 0.23	0.17 ~ 0.37	0.60 ~ 0.95	0.35 ~ 0.75	0.40 ~ 0.70	0.20 ~ 0.30	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数（表 13.2-421）

表 13.2-421 20CrNiMo 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
725	810	396

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.31，Mn 0.87，Cr 0.57，Ni 0.55，Mo 0.34，Cu < 0.20，P 0.022，S 0.009。

(3) 力学性能（13.2-422 ~ 表 13.2-425）

表 13.2-422 20CrNiMo 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K	备注
		MPa		%		/J	
15	850℃油淬，200℃	≥980	≥785	≥9	≥40	≥47	①
	回火空冷						
	840℃ ~ 860℃油淬，200℃回火空冷	$\frac{1\,200 \sim 1\,590}{1\,400}$	$\frac{1\,060 \sim 1\,370}{1\,250}$	$\frac{10 \sim 13.5}{11.5}$	$\frac{44 \sim 60.5}{53.3}$	$\frac{47 \sim 88.6}{69.8}$	13 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 协议力学性能指标，摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-423 20CrNiMo 钢不同淬火温度的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	A_K/J
		MPa		%		
ϕ20 mm，用做拉伸试样 15 mm×15 mm×55 mm，用做冲击试样	900℃油淬，200℃回火空冷	1 410			55.5	69
		1 440	1 250		54.0	54.9
	870℃油淬，200℃回火空冷	1 470	1 280	11.5	58.0	74.5
		1 470	1 280	11.5	55.5	62
	840℃油淬，200℃回火空冷	1 440	1 250	11.0	52.0	61.2
		1 470	1 250	12.0	58.0	66.6
	810℃油淬，200℃回火空冷	1 340	1 180		50.0	47
		1 390	1 200		46.0	46.3
	780℃油淬，200℃回火空冷	1 100		12.0	48.0	47.8
		1 120	850	12.5	47.0	51

注：1. 毛坯经 950℃正火，650℃回火，空冷；然后加工成留有余量的拉伸试样和冲击试样，再经淬火和回火热处理。
2. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.31，Mn 0.87，Cr 0.57，Ni 0.55，Mo 0.34，Cu < 0.20，P 0.022，S 0.009。

表 13.2-424 20CrNiMo 钢缺口倾斜拉伸性能

热处理制度	在下列倾斜拉伸角度下的 σ_b/MPa		
	0°	4°	8°
860℃油淬，200℃回火空冷	1 960	1 610	—
	1 960	1 600	895

注：1. 试料先经 950℃正火，650℃回火空冷；$K_t = 5.2$；
2. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.31，Mn 0.87，Cr 0.57，Ni 0.55，Mo 0.34，S 0.009，P 0.022。

疲劳极限 σ_{-1}：410 MPa。

（热处理毛坯 ϕ20 mm×226 mm；热处理 950℃正火，860℃油淬，200℃回火空冷；σ_b1 522 MPa）

表 13.2-425 20CrNiMo 钢低温冲击韧度

冲击试样缺口形状	下列温度（℃）时的冲击韧性 a_K/J·cm^{-2}					
	室温	0	-20	-40	-60	-78
梅氏	80	75	65	65	61	54
	79	73	65	64	56	56
	78	68	60	60	61	55
V45°	53	44	45	34	36	24
	51	39	38	30	26	26
	50	46	35	29	29	21

注：1. 尺寸 15 mm×15 mm×55 mm 的热处理毛坯经 950℃正火，650℃回火空冷；加工成留有余量的 10 mm×10 mm×55 mm 毛坯，然后经 860℃油淬，200℃回火空冷。
2. 用钢成分（质量分数）（%）：C 0.20，Si 0.31，Mn 0.87，Cr 0.57，Ni 0.55，Mo 0.34，P 0.022，S 0.009。

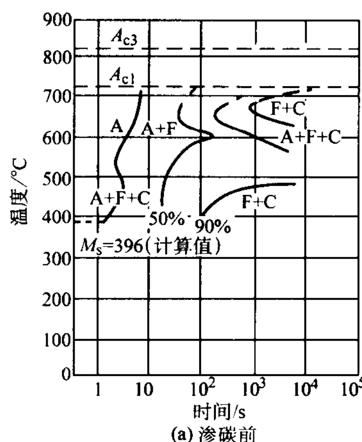
（4）工艺性能（表 13.2-426、表 13.2-427 和图 13.2-238、图 13.2-239）

表 13.2-426 20CrNiMo 钢热加工工艺参数

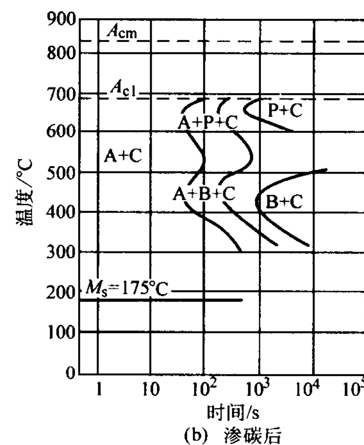
加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 200	1 180	850	缓冷

表 13.2-427 20CrNiMo 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	660	900	670	880 ~ 840	150 ~ 200
冷却	炉冷	空冷	空冷	油冷	空冷或油冷
硬度 HB	≤197				
渗碳	高温回火	淬火	回火	氰化	回火
930	650	820 ~ 840	150 ~ 180	820 ~ 840	150 ~ 180
缓冷	空冷	油冷	空冷	油冷	空冷
			表面 ≥56HRC		表面 ≥56HRC



(a) 渗碳前



(b) 渗碳后

图 13.2-238 20CrNiMo 钢渗碳前和渗碳后的奥氏体等温转变曲线

用钢成分（质量分数）（%）：(a) C 0.20，Si 0.38，Mn 0.90，Cr 0.53，Ni 0.54，Mo 0.34，P0.023，S 0.009；奥氏体化温度 860℃；(b) C 0.91，Si 0.40，Mn 0.80，Cr 0.70，Ni 0.55，Mo 0.31，P 0.014，S 0.003；奥氏体化温度 860℃

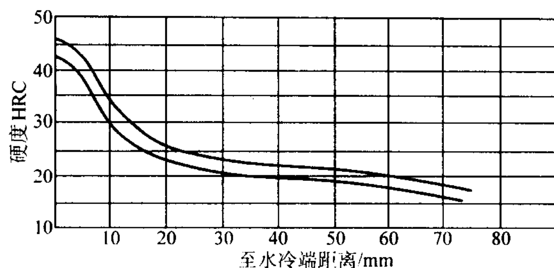


图 13.2-239 20CrNiMo 钢淬透性曲线

ϕ30 mm 试棒经 950℃正火 650℃回火空冷，
然后加工成标准试样，860℃加热端淬；
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.38，Mn 0.90，
Cr 0.53，Ni 0.54，Mo 0.34，P 0.023，S 0.009

3.3.13 18CrMnNiMo

18CrMnNiMo 钢是气体碳氮共渗重负荷齿轮钢。淬火低温回火后具有良好的综合力学性能和良好的低温冲击韧性。钢的淬透性与 20Cr2Ni4 钢相当。经碳氮共渗处理后具有较高的抗弯强度、疲劳极限和耐磨性能。钢的热加工性能和切削加工性能良好，气体碳氮共渗工艺的适应性较强。是高级的渗碳和碳氮共渗钢。

该钢适宜制造大模数重负荷齿轮，齿轮轴及其他零件。

（1）化学成分（表 13.2-428）

表 13.2-428 18CrMnNiMo 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.15～0.21	0.20～0.40	1.10～1.40	1.00～1.30	1.00～1.30	0.20～0.30	≤0.035	≤0.035

（2）物理常数（表 13.2-429～表 13.2-431）

表 13.2-429 18CrMnNiMo 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
730	795	670	630	380～400	225

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni 1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006。

表 13.2-430 18CrMnNiMo 钢弹性模量

温度/℃	26	100	200	300	400	500	600	700
E/MPa	209 906	205 016	199 234	191 659	185 142	178 291	168 913	156 388

表 13.2-431 18CrNiMo 钢线胀系数

温度/℃	室温～100	～200	～250	～300	～350	～400	～450	～500	～550	～600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.3	11.8	11.9	12.0	12.1	12.3	12.4	12.4	12.7	12.8

（3）力学性能（表 13.2-432～表 13.2-437 和图 13.2-240）

表 13.2-432 18CrMnNiMo 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
20	830℃ 油淬，200℃回火	≥1 180	≥880	≥10	≥45	≥70.6	①
20	830℃ 油淬，200℃回火	1 150	1 320	14	57	100.4	②

① 协议力学性能指标。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni 1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006。

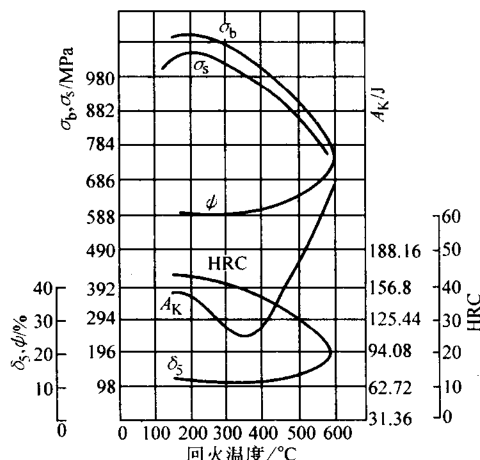


图 13.2-240 18CrMnNiMo 钢不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C0.17，Si0.28，Mn1.35，Cr1.18，Ni1.18，Mo0.25，Cu0.10，P0.013，S0.006；830℃油淬

表 13.2-433 18CrMnNiMo 钢缺口偏斜拉伸强度

热处理制度	σ_{bn} 0°	4°	8°
	MPa		
830℃油淬，200℃回火空冷	2 050	1 810	1 330
830℃油淬，250℃回火空冷	1 930	1 820	1 570

注：用钢成分（质量分数）(%)：C0.17，Si0.28，Mn1.35，Cr1.18，Ni1.18，Mo0.25，Cu0.10，P0.013，S0.006。

表 13.2-434 18CrMnNiMo 钢光滑试样多次冲击弯曲疲劳性能

未化学热处理			碳氮共渗后				
热处理制度	冲击吸收功/J	断裂周次①	热处理制度	渗层深度/mm	表面硬度 HRC	冲击吸收功/J	断裂周次②
830℃油淬，200℃回火空冷	30.6	$\frac{3\ 642 \sim 6\ 219}{4\ 883}$	820～830℃碳氮共渗 12 h，直接油淬，150℃回火 3 h 空冷	0.65	59～60	51	$\frac{13\ 500 \sim 30\ 600}{22\ 162}$
830℃油淬，250℃回火空冷	30.6	$\frac{3\ 320 \sim 7\ 382}{5\ 487}$					

注：使用 ϕ10 mm 无缺口试样，跨距 90 mm。
① 分母为 7 个试样的平均值。
② 分母为 4 个试样的平均值。

表 13.2-435 18CrMnNiMo 钢疲劳极限

旋转弯曲疲劳极限				脉冲拉伸疲劳性能			
热处理制度	σ_b	σ_{-1}	σ_{-1n}	以下脉冲载荷条件下（kN）的冲击断裂次数			
	MPa			75	55	50	45
830℃ × 60 min 油淬，200℃回火空冷	1 450	580	265	4.45×10^3	4.22×10^4	3.45×10^4	1.24×10^5
830℃ × 60 min 油淬，250℃回火空冷	1 400	560	265				

注：用钢成分（质是分数）（%）：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni 1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006。

表 13.2-436 18CrMnNiMo 钢碳氮共渗后的抗弯强度和冲击吸收功

热处理制度	渗层深度 /mm	硬度 HRC 表面	硬度 HRC 心部	抗弯强度 /MPa	无缺口冲击 A_K/J
820～830℃碳氮共渗 12 h，直接油淬，150℃回火 3 h 空冷	0.65	57～58	44	2 120	53.9～65.7

注：抗弯试样尺寸 15 mm × 15 mm × 120 mm，跨距 80 mm。

表 13.2-437 18CrMnNiMo 钢低温冲击吸收功

热处理制度	下列温度（℃）时的冲击吸收功 A_K/J					
	17	0	-20	-40	-60	-80
830℃油淬，200℃回火 6 h 空冷	104.3	99.6	78.4	72.1	72.1	69
830℃油淬，250℃回火 6 h 空冷	77.6	80.8	65.1	59.6	68.2	33.7

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006。

（4）工艺性能（表 13.2-438、表 13.2-439 和图 13.2-241～图 13.2-246）

表 13.2-438 18CrMnNiMo 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 200～1 240	1 150～1 200	≥800	缓冷

表 13.2-439 18CrMnNiMo 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	碳氮共渗	回火	淬火	回火
温度/℃	670～700	900～920	650～680	830℃	180～200	830～860	180～120
冷却	炉冷	空冷	空冷	油冷	空冷	油冷	空冷
硬度 HB	≤269		≤269		表面 ≥58HRC		

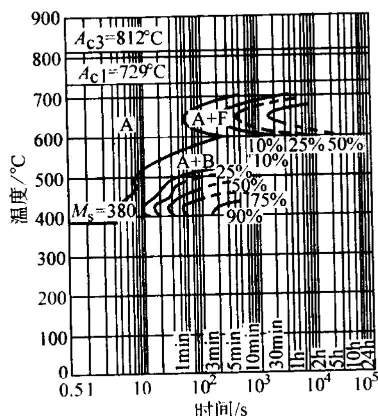


图 13.2-241 18CrMnNiMo 钢等温转变曲线

奥氏体化温度 850℃ × 20 min；用钢成分（质量分数）（%）：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006

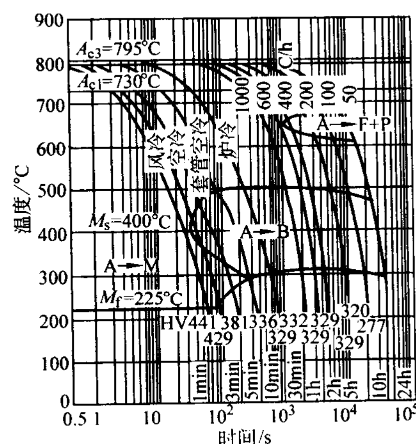


图 13.2-242 18CrMnNiMo 钢连续冷却转变曲线

奥氏体化温度 900℃ × 10 min；用钢成分（质量分数）（%）：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni 1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006

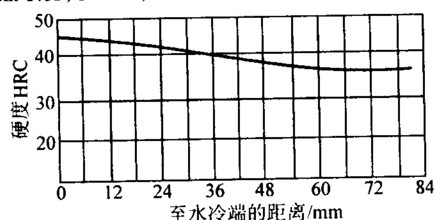


图 13.2-243 18CrMnNiMo 钢淬透性曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.18，Mn 1.29，Cr 1.15，Ni 1.18，Mo 0.23；830℃加热后端淬

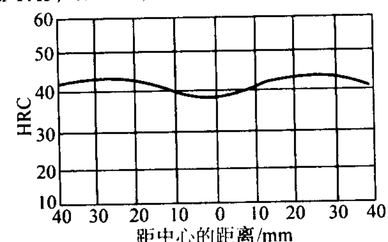
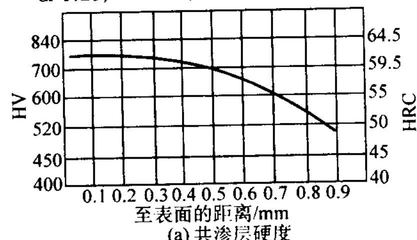


图 13.2-244 18CrMnNiMo 钢截面淬透性曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.18，Mn 1.36，Cr 1.26，Ni 1.19，Mo 0.25；860℃油淬



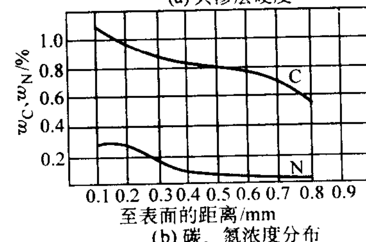


图 13.2-245 18CrMnNiMo 钢共渗层硬度和碳、氮浓度分布曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C 0.17，Si 0.28，Mn 1.35，Cr 1.18，Ni 1.18，Mo 0.25，Cu 0.10，P 0.013，S 0.006；在连续式马弗炉气体氰化 810～830℃17 h，苯 26 mL/min 氨气 26 L/min 层深 0.8 mm；氰化后淬油，150℃回火后，表面 61～63HRC，心部 41HRC

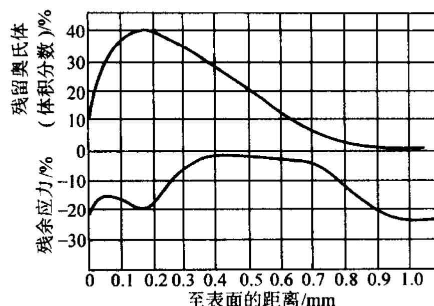


图 13.2-246 18CrMnNiMo 钢共渗层残留奥氏体与残余应力分布曲线

3.3.14 18Cr2Ni2WA

18Cr2Ni4WA 钢在淬火低温回火后或淬火高温回火后，其强度、塑性、韧性都有很好的配合。该钢低温冲击韧性良好，缺口敏感性低，钢的淬透性优良，空气中淬火或油中淬火都可淬透到 $\phi \geqslant 75$ mm。因此，该钢广泛用于制造截面较大的重要零件，例如模数较大的齿轮、传动轴、曲轴、连杆、活塞销等。此钢既可以进行表面渗碳、碳氮共渗、渗氮的化学热处理，又可以在其他热处理后使用。

18Cr2Ni4WA 钢含有较多的合金元素，工艺性能较差，在轧制、锻造后，其表面氧化皮不易脱落，只有经过较长时间的酸洗方可清除干净。此钢应当用正火后进行长时间的高温回火使硬度降下来。一般认为切削加工性和磨削性较差。由于渗碳后渗层中含有较多的残余奥氏体，不宜直接淬火，而应采用重新加热淬火并加以冰冷处理。钢可以焊接，焊后需要退火。

(1) 化学成分（表 13.2-440）

表 13.2-440 18Cr2Ni2WA 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	P	S
0.13 ~ 0.19	0.17 ~ 0.37	0.30 ~ 0.60	1.35 ~ 1.65	4.0 ~ 4.50	0.80 ~ 1.20	≤ 0.035	≤ 0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

(2) 物理常数

临界点（近似值）：表 13.2-441。

表 13.2-441 18Cr2Ni2WA 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_r''	M_s	备注
740	810	405 ~ 330	342	①
695	800	405 ~ 350	330	②

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Si 0.34，Mn 0.44，Cr 1.44，Ni 4.22，W 1.20，P 0.012，S 0.010。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.31，Mn 0.37，Cr 1.55，Ni 4.05，W 0.75，P 0.014，S 0.013。

密度：7.91 g/cm³。

弹性模量：表 13.2-442。

表 13.2-442 18Cr2Ni2WA 钢弹性模量

温度/℃		20	-70	300	350	400	500	备注
E	/MPa	199 920		164 640	162 680	141 120	139 160	
G		84 630	93 345					①

① 820℃油淬，550℃回火油冷后测定。

线胀系数：表 13.2-443。

表 13.2-443 18CrMnNiMo 钢线胀系数

温度/℃	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700
$\alpha/10^{-6}K^{-1}$	11.2	12.5	13.0	13.6	13.7	13.8

注：用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.31，Mn 0.37，Cr 1.55，Ni 4.05，W 0.75，P 0.014，S 0.013。

热导率：表 13.2-444。

表 13.2-444 18CrMnNiMo 钢热导率

温度/℃	70	230	530	900
$\lambda/W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	23.826	25.498	28.006	24.244

比热容：表 13.2-445。

表 13.2-445 18CrMnNiMo 钢比热容

温度/℃	70	230	530	900
$c/kJ \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	0.485	0.514	0.773	0.723

(3) 力学性能（表 13.2-446 ~ 表 13.2-452 和图 13.2-247、图 13.2-248）

表 13.2-446 18CrMnNiMo 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K	备注
		MPa		%		J	
15	950℃、850℃空冷，200℃回火水或空冷	≥1 180	≥830	≥10	≥45	≥78.4	①
	950℃空冷，850℃油淬，525 ~ 575℃回火空冷	≥1 030	≥785	≥12	≥50	≥94.1	②
	950℃空冷，860℃空冷，170℃回火空冷	1 180 ~ 1 470 / 1 310	860 ~ 1 260 / 1 040	12 ~ 17.5 / 14.9	52 ~ 65 / 58.7	78.4 ~ 149 / 126.2	50 炉钢 ③
	950℃空冷，860℃空冷，170℃回火空冷	1 180 ~ 1 370 / 1 250	830 ~ 940 / 860	14 ~ 18 / 16	60 ~ 67 / 63.7	78.4 ~ 15.622.3 / 117.6	19 炉电渣重熔钢 ③
	860℃空冷，820 ~ 830℃油淬，200℃回火空冷	1 260 ~ 1 280 / 1200 ~ 1210	1 050 ~ 10 970 / 1 030 ~ 1 060	14 ~ 15.3 / 16	45 ~ 50.8 / 55.7 ~ 56.8	59.6 ~ 76 / 134 ~ 139.6	电炉钢，横向 / 电渣钢，横向 ③
	950℃，850℃空冷（套筒中冷却），540℃回火空冷	1 150 / 1 160	945 / 905	16.2 / 13.7	59.0 / 45.5	89.4 / 68.2	纵向 / 横向 ④

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 协议指标。
③ 电炉钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Cr 1.30，Ni 4.2；电炉钢为 160 方钢坯，电渣钢为 60 方钢坯。
④ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.14，Si 0.26，Mn 0.43，Cr 1.55，Ni 4.25，W 0.99，P 0.008，S 0.008；180 方钢坯。

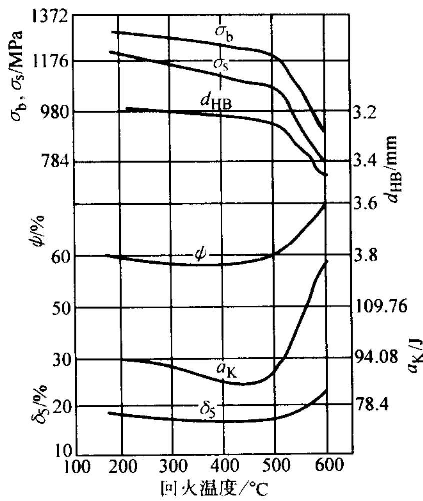


图 13.2-247　18CrMnNiMo 钢不同温度回火后的力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.16，Si 0.17，Mn 0.40，Cr 1.47，Ni 4.17，W 0.97，P 0.009，S 0.004；ϕ15 mm，950℃空冷，850℃空冷，回火后空冷；小试样油淬并回火后的力学性能规律性与此图相似

表 13.2-447　18CrMnNiMo 钢大截面钢坯淬火回火后的力学性能

热处理毛坯直径 /mm	热处理制度		取样位置	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	A_K/J	HRC	备注
	加热	淬火介质		MPa		%				
40	860℃淬火，200℃回火空冷	水	中心	1390	1200	13	66	86.2	43	①
		油		1270	1050	14	69	117.6	41	
60		水	中心	1390	1250	13	61	94.1	43	
		油		1 220	1 090	15	62	109.8	39	
80		水	R/2	1 360	1 220	12	45	117.6	43	
		油		1 220	1 110	12	54	133.3	40	
100		水	R/2	1 330	1 190	13	57	101.9	42	
		油		1 210	1 080	15	63	125.4	38	
120		水	R/2	1 310	1 220	12	42	109.8	39	
		油		1 200	1 070	13	60	125.4	39	
150	900℃淬火，200℃回火空冷	油	接近表面	1 370	995	14.5	59.5	112.1	41.5	②
			R/2	1 370	1 010	14	58.5	115.24	42.5	
			心部	13 720	1 000	14	59.0	101.9	43	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Si 0.34，Mn 0.44，Cr 1.44，Ni 4.22，W 1.2，P 0.012，S 0.010。

② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si 0.20，Mn 0.60，Cr 1.67，Ni 4.34，W 0.91，P 0.023，S 0.006。

表 13.2-448　18CrMnNiMo 钢疲劳极限

试验方法	热处理制度	σ_b	σ_s	试验条件	σ_{-1}	σ_{-1n}	τ_{-1}	备注
		MPa			MPa			
旋转弯曲	950℃、850℃空冷，220℃回火空冷	1 280	995	20℃	510	355		从 160 mm 方坯上取样①
	950℃、860℃空冷，200℃回火空冷	1 160 ~ 1 410 1 180 ~ 1 230	940 ~ 1 190 1 010 ~ 1 040	20℃	450 ~ 500 470 ~ 490			从 ϕ140 mm × 1 500 mm 尺寸的成品曲轴上取样②
	820 ~ 830℃油淬，180℃回火空冷	1 240 ~ 1 270	1 070 ~ 1 070	20℃	480 ~ 510			从 160 mm 方坯上取样③
	820 ~ 830℃油淬，180℃回火空冷	1 210 ~ 1 180	1 070 ~ 1 050	20℃	470 ~ 530			从 60 mm 方电渣重熔坯上取样④
	820℃油淬，550℃回火	975	900	20℃	510	275		从 ϕ20 mm 的热轧材上取样⑤
	820℃油淬，550℃回火	1 030	955	-70℃	570	295		
脉动扭转	900 ~ 910℃空冷，580℃回火空冷	995	880	精磨抛光 精车 + 1 道滚压精磨 + 2 道滚压			560 635 665	滚压层深 0.16 mm；硬度：表面 536HB，心部 354HB
弯扭复合	930℃，870℃空冷，200℃回火空冷	1 240		20℃	520	380	260	在 PWC - 6 型机上试验或在英制 6301 型机上试验
	930℃，870℃空冷，490℃ × 50 h 伪氮化	855		20℃	370		185	

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.17，Si 0.36，Mn 0.47，Cr 1.51，Ni 4.21，W 1.17，P 0.007，S 0.005。

② 拉伸性能和疲劳极限值分子是 100 炉钢测定结果的数据范围，分母为 50% 机率。

③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.15，Cr 1.3，Ni 4.2。

④ 重熔前钢的成分（质量分数）(%)：C 0.15，Cr 1.3，Ni 4.2。

⑤ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.19，Si 0.20，Mn 0.49，Cr 1.32，Ni 4.09，W 0.87，P 0.036，S 0.010。

表 13.2-449　18CrMnNiMo 钢缺口倾斜抗拉强度

热处理制度	σ_b/MPa	K_t	下列倾斜角度的 σ_{bk}/MPa		
			0°	4°	8°
950℃，850℃空冷，250℃回火空冷	1 170	5.2	1 590	1 450	1 100
930℃，870℃空冷，200℃回火空冷	1 240	$\beta=0.28$	1 760		
930℃，870℃空冷，490℃×50 h 伪氮化	855	$\beta=0.28$	1 180		

表 13.2-450　18CrMnNiMo 钢渗碳、碳氮共渗后的力学性能

热处理制度	HRC		渗层深 /mm	弯曲试验							冲击吸收功
				光滑试样 15 mm×15 mm×100 mm 跨距 80 mm			缺口试样 15.3 mm×15.3 mm×100 mm 缺口深 0.3 mm 跨距 80 mm			薄片试样 2 mm×2 mm×80 mm 跨距 50 mm	15 mm×15 mm×100 mm 无缺口 跨距 80 mm
	表面	心部		σ_{bb} /MPa	σ_s /MPa	f /mm	σ_{bb} /MPa	σ_s /MPa	f /mm	σ_{bb} /MPa	A_K /J
连续式气体渗碳炉渗碳，温度为 850℃—940℃—900℃—840℃，油淬，重加热 800℃油淬，200℃回火	56	42	1.20	2 110	1 700	0.23	1 910	1 550	0.17	1 730	$\frac{155\sim190}{170}$
860℃碳氮共渗油淬，200℃回火	56	43	0.50	2 340	1 440	0.75	2 030	1 520	0.29		260

表 13.2-451　18CrMnNiMo 钢低温冲击吸收功

热处理制度	取样方向	下列温度（℃）时的 A_K/J									备注
		20	0	-20	-40	-60	-80	-100	-140	-196	
860℃空冷，820~830℃油淬，200℃回火	纵向	$\frac{126.2\sim120}{163.1\sim145.8}$		94.1~90.1 / 120~117.6		78.4~76.8 / 92.5~90.2	$\frac{70.6\sim62.7}{86.2}$	58.8~54.9 / 90.2~88.6	47~43.1 / 27.4~58.8		①
860℃空冷，820~830℃油淬，200℃回火	横向	76~59.6 / 139.6~134.1		120.7~110.5		78.4~73.7	75.3~8.6	63.5~61.9	46.3~31.5		①
880℃空冷，810℃油冷，150℃回火	纵向	101.9		86.2	70.6	70.6					②
820℃油淬，550℃回火油冷	纵向	91.7	78		71.3	60.8（-70）		44.8		31.4	③

① 分子为电炉钢，成分为,%：C 0.15，Cr 1.3，Ni 4.2，160 方坯；分母为重熔后的 60 方坯。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.14，Si 0.35，Mn 0.53，Cr 1.60，Ni 4.23，W 0.61。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.19，Si 0.20，Mn 0.49，Cr 1.32，Ni 4.09，W 0.87，P 0.036，S 0.010；ϕ20 mm 棒材。

表 13.2-452　18CrMnNiMo 钢高温力学性能

热处理制度	温度 /℃	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	A_K/J	$\sigma_{b/100}$ /MPa	$\sigma_{0.2/100}$ /MPa	$\sigma_{0.2/200}$ /MPa
880℃油淬，560℃回火	20	1 230	1 090	14.0	101.9			
	250	1 190	1 060	12.0	106.6			
	300	1 190	1 050	15.6	95.6		755	
	350	1 140	1 010	15.2	91.7		675	
	400	1 070	955	14.0	83.9	845	255	250
	450	1 010	925	13.6	80	695	205	195
	500	880	815	14.1	80	400	125	110
	550	755	710	15.8	83.1	215	55	35

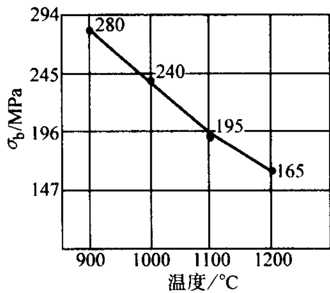


图 13.2-248　18CrMnNiMo 钢高温抗拉强度

（4）工艺性能（表 13.2-453 ~ 表 13.2-455 和图 13.2-249 ~ 图 13.2-252）

表 13.2-453　18CrMnNiMo 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 200	1 180	850	缓冷

表 13.2-454　18CrMnNiMo 钢热处理工艺参数

项目	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳	淬火 I	回火
温度/℃	900～980	650～700	850～900	按需要	900～920	840～860	650～700
冷却	空气	空气	空气或油	空气或油		油	空气
硬度 HB		≤269		按需要			

淬火 II	回火	渗碳	淬火	回火	氰化	回火
780～800	150～200	900～920	840～860	150～200	840～860	170～200
油	空气		油	空气	油	空气
	表面 ≥56HRC			表面 ≥56HRC		表面 ≥58HRC

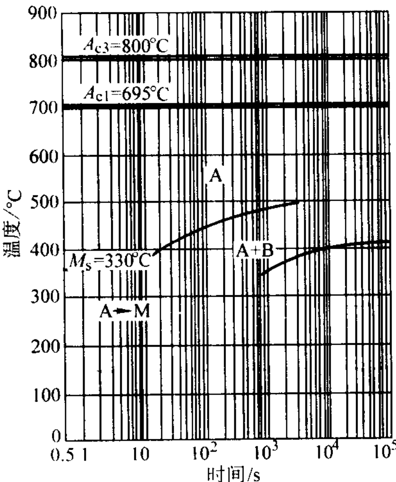


图 13.2-249　18CrMnNiMo 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%) C 0.18，Si 0.31，Mn 0.37，Cr 1.55，Ni 4.05，W 0.75，P 0.014，S 0.013；奥氏体化温度：860℃

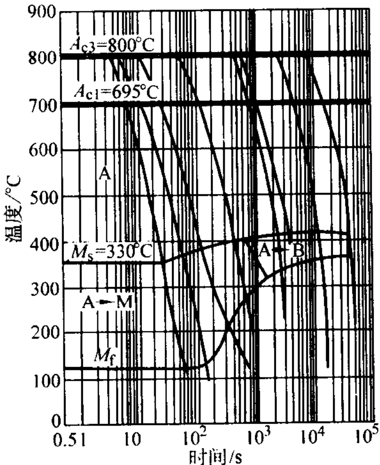


图 13.2-250　18CrMnNiMo 钢连续冷却转变曲线

用钢成分（质量分数）(%) C 0.18，Si 0.31，Mn 0.37，Cr 1.55，Ni 4.05，W 0.75，P 0.014，S 0.013；奥氏体化温度：950℃

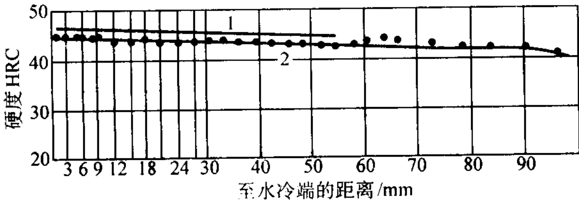


图 13.2-251　18CrMnNiMo 钢淬透性曲线

1—用钢成分（质量分数）(%) C 0.18，Si 0.20，Mn 0.60，Cr 1.67，Ni 4.34，W 0.51，P 0.023，S 0.006；奥氏体化温度 900℃；2—用钢成分（质量分数）(%) C 0.15，Si 0.35，Mn 0.53，Cr 1.60，Ni 4.23，W 0.61；奥氏体化温度 930℃。

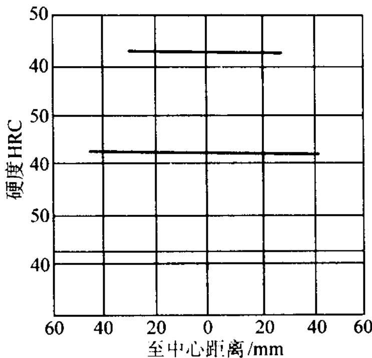


图 13.2-252　18CrMnNiMo 钢不同截面钢材 900℃油淬后的硬度分布

表 13.2-455　18CrMnNiMo 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	备注
晶粒度级别	6～7	6～5	5～4	5～4	4	4～3	4～3	氧化法
		8	5～6	5～6	4	3～3		渗碳法

3.3.15　30CrMnTi

30CrMnTi 钢比 20CrMnTi 钢的强度、淬透性高，但冲击韧性略低，中温回火时最明显。这种钢有回火脆性倾向。当碳含量中限时，ϕ80 mm 钢油淬、ϕ120 mm 钢水淬，中心硬度可达到 35HRC 以上。30CrMnTi 钢晶粒长大倾向小，主要用作渗碳钢。与 20CrMnTi 钢相比，在制造渗碳零件时，可适当减薄渗碳层深度。渗碳时，渗层内不易出现游离铁素体，可用较低温度淬火以减少零件的变形量。渗碳后可降温直接淬火。弯曲强度较高，耐磨性能好。

30CrMnTi 钢用于制造截面较大的重负荷渗碳件及其他受力较大的齿轮、齿轮轴、蜗杆等。也可在淬火低温回火或调质后使用。切削加工性中等，表面粗糙度比 20CrMnTi 钢低。

（1）化学成分（表 13.2-456）

表 13.2-456　30CrMnTi 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ti	Ni	P	S
0.24～0.32	0.17～0.37	0.80～1.10	1.00～1.30	0.04～0.10	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表 13.2-457）

表 13.2-457　30CrMnTi 钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）/℃	765	790	740	660

注：用钢成分（质量分数）(%) C 0.28，Mn 0.95，Cr 1.10，Ti 0.013。

（3）力学性能（表 13.2-458～13.2-460 和图 13.2-253～图 13.2-255）

表 13.2-458 30CrMnTi 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
试样	880℃，850℃油淬，200℃回火空冷或水冷	≥1 470		≥9	≥40	≥47	①
	870℃油淬，200℃×180 min 回火水冷	$\frac{1\,470\sim1\,720}{1\,620}$	$\frac{1\,290\sim1\,600}{1\,480}$	$\frac{9\sim16}{12.3}$	$\frac{43\sim55}{50.3}$	$\frac{47\sim109.8}{82.3}$	31 炉钢
	870℃×40 min 油淬，200℃×180 min 回火油冷	$\frac{1\,600\sim1\,790}{1\,710}$	$\frac{1\,370\sim1\,630}{1\,540}$	$\frac{9\sim13}{12.3}$	$\frac{44\sim54}{50.3}$	$\frac{47\sim74.5}{61.9}$	29 炉钢②
	880℃油淬，200℃回火空冷	1 560	1 460	12	43	486	③

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 摘自 GB/T 3077—1999。

② 0.27%～0.28%C 的钢。

③ 用钢成分（质量分数）（%）C 0.29，Si 0.29，Mn 0.98，Cr 1.07，Ti 0.098。

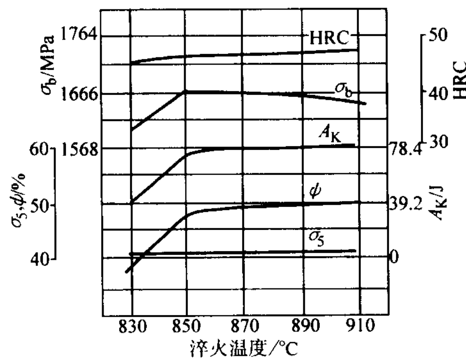


图 13.2-253 30CrMnTi 钢不同温度淬火后的力学性能（淬火后 200℃回火）

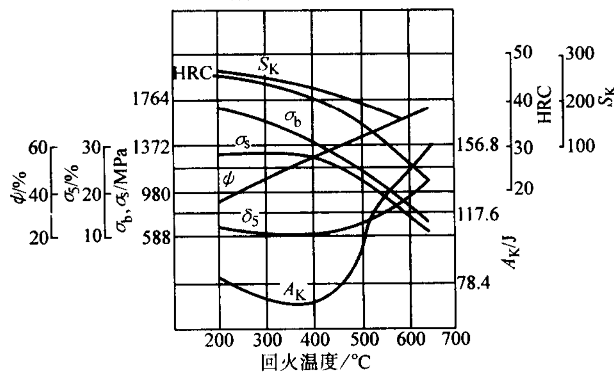


图 13.2-254 30CrMnTi 钢淬火后不同温度回火的力学性能（880℃×60 min 油淬后回火）

表 13.2-459 30CrMnTi 钢渗碳试样的抗弯强度

试样尺寸/mm×mm×mm	热处理制度	渗层深度/mm	σ_{bb}/MPa
15×15×120	920℃渗碳 4.5 h 降温到 880℃油淬，200℃×150 min 回火	1.35	1 490
	880℃渗碳 7 h，重加热 850℃油淬，180～200℃×150 min 回火	1.30	2 100

表 13.2-460 30CrMnTi 钢低温冲击吸收功

热处理制度	下列温度（℃）A_K/J				
	室温	-10	-30	-50	-78
860℃油淬，180～200℃回火	48.6	44.8	43.7	40.8	36.8

注：用钢成分（质量分数）（%）C 0.29，Si 0.29，Mn 0.98，Cr 1.07，Ti 0.098。

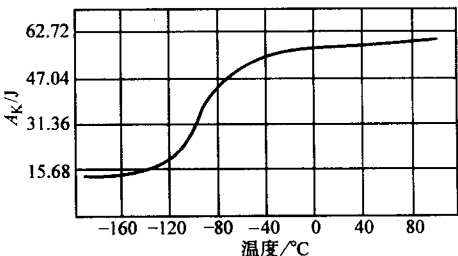


图 13.2-255 低温回火后的低温冲击吸收功性

用钢成分（质量分数）（%）C 0.30，Si 0.26，Mn 0.91，Cr 1.10，Ti 0.083，P 0.022，S 0.007；930℃×90 min 降温到 840℃×10 min 油淬，200℃×60 min 空冷

（4）工艺性能（表 13.2-461～表 13.2-463 和图 13.2-256）

表 13.2-461 30CrMnTi 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 160～1 220	1 140～1 200	≥850	ϕ≥65 mm 缓冷

表 13.2-462 30CrMnTi 钢热处理工艺参数

项目	正火	渗碳	降温淬火	回火	渗碳	Ⅰ淬火	Ⅱ淬火	回火	淬火	回火	淬火	回火
温度/℃	940～960	920～960	800～820	180～200	920～960	860～890	830～860	180～200	870～890	180～200	870～890	470～600
冷却	空气	炉内降温	油	空气	缓冷	油	油	水，油	油	空气，油	油	油，水
硬度 HB	≤207			表面≥55HRC				表面≥56HRC				≥30HRC

表 13.2-463　30CrMnTi 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	930	960	1 000	1 050	1 100	1 200
晶粒度级别	9～8	9～8	8～9	8～9	6～7	3

注：渗碳法测定。

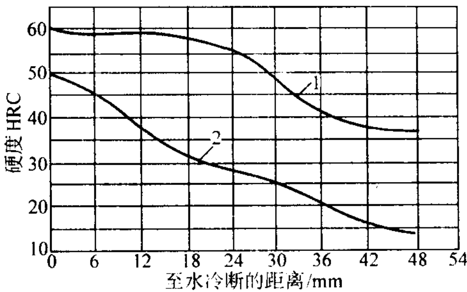


图 13.2-256　30CrMnTi 钢淬透性曲线

（1—用钢成分（质量分数）(%)：C0.90，Si0.34，Mn1.03，Cr1.14，Ti0.10，P0.014，S0.03；930℃×8 h 渗碳，降温到 830℃×10 min 端淬；2—用钢成分（质量分数）(%)：C0.30，Si0.26，Mn0.91，Cr1.10，Ti0.083，P0.022，S0.007；960℃正火，870℃加热端淬）

3.3.16　20Mn2B

20Mn2B 钢的淬透性比 20Cr 钢好。淬火低温回火后有高的强度和冲击韧性。钢中碳含量以中限为宜，锰含量虽高，但对过热敏感性不大。在渗碳温度下长期加热后，仍获得细晶粒。钢的渗碳速度比 20CrMnTi 钢慢，但比 20Cr 钢快。渗碳后直接淬火或重新加热淬火，都可获得较好的心部性能。渗碳时宜采用较缓和的渗碳剂，以免因表面碳含量过高和渗碳层碳的浓度梯度太陡，致使热处理时变形过大及研磨时产生表面裂纹。渗碳温度以 920～930℃为宜。20Mn2B 钢热加工性和切削加工性能良好，与 20Cr 钢相似。

这种钢常用于代替 20Cr 钢制造尺寸较大，形状较简单，受力不复杂的渗碳零件，例如机床上的各种齿轮，轴套，汽车上的气阀挺杆及调整螺栓等。用在小截面零件时，与 20CrMnTi、15CrMnMo、20Cr2Ni4A 钢的性能相近。

（1）化学成分（表 13.2-464）

表 13.2-464　20Mn2B 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	B	Cr	Ni	P	S
0.17～0.24	0.17～0.37	1.50～1.80	0.000 5～0.003 5	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表 13.2-465）

表 13.2-465　20Mn2B 钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）/℃	730	853	736	613

注：用钢成分（质量分数）(%)：C0.21，Si0.37，Mn1.60，B0.004，Cr0.05，Ni0.03，Cu0.15。

（3）力学性能（表 13.2-466～表 13.2-469 和图 13.2-257、图 13.2-258）

表 13.2-466　20Mn2B 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
15	880℃油淬，200℃回火空冷	≥980	≥785	≥10	≥45	≥54.9	①
	880℃×40 min 油淬，200℃×180 min 空冷	$\frac{1\,310～1\,560}{1\,420}$	$\frac{1\,080～1\,460}{1\,280}$	$\frac{12～16}{13.3}$	$\frac{47.5～62}{57}$	$\frac{62.7～109.8}{83.1}$	18 炉钢
	920℃×60 min 正火	605	415	29	72	143.5	②
	920℃正火，920℃油淬、200℃回火	1 390		5（$A_{11.3}$）	56.5	45.6	
	920℃正火，860℃油淬，200℃回火	1 440		7.3（$A_{11.3}$）	47.7	87.8	
	840℃油淬，200℃回火	1 430		6.6（$A_{11.3}$）	57.2	84.7	
	920℃×60 min 正火，860℃×60 min 油淬，760℃×60 min 油淬，180℃×180 min 回火	1 000	685	19	42.5	85.5	
	920℃×60 min 正火，860℃×60 min 油淬，780℃×60 min 油淬，180℃×180 min 回火	1 160	705	10.5	43.6	83.9	
	920℃×60 min 正火，860℃×60 min 油淬，800℃×60 min 油淬，180℃×180 min 回火	1 510	1 130	13.0	53.0	60.4	
	920℃×60 min 正火，860℃×60 min 油淬，820℃×60 min 油淬，210℃×150 min 回火	1 490	1 100	12.5	51.0	62.7	
	925℃伪渗碳 8 h，直接油淬，200℃回火	1 290	1 240	10.5	52.8	74.5	③
	930℃伪渗碳 6 h，850℃油淬，180℃回火	1 340		12	58.5	86.2	④

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C0.20，Si0.29，Mn1.43，B0.002 5，P0.020，S0.018。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C0.20，Si0.33，Mn1.62，B0.003 7。
④ 用钢成分（质量分数）(%)：C0.19，Si0.34，Mn1.60，B0.004 1，P0.029，S0.015。

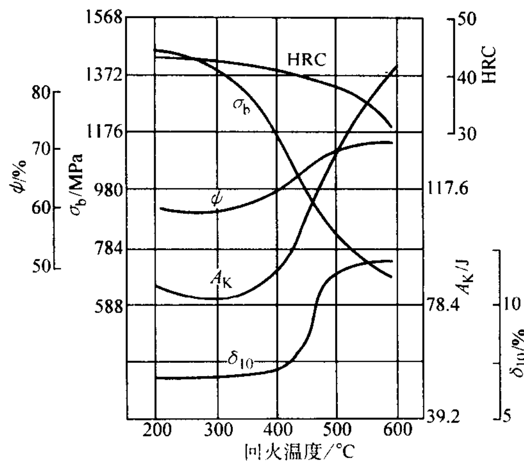


图 13.2-257 20Mn2B 钢不同温度回火后的力学性能
920℃×30 min 正火，840℃×20 min 油淬，回火后空冷；
用钢成分（%）（质量分数）0：C0.19，Si0.34，Mn1.60，
B0.004 1，P0.029，S0.015

表 13.2-467 20Mn2B 钢疲劳极限

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa
15	930℃伪渗碳 6 h，850℃油淬 180℃回火空冷	1 340	365

（4）工艺性能（表 13.2-470、表 13.2-471 和图 13.2-259～图 13.2-261）

3.3.17 20MnMoB

20MnMoB 钢淬火低温回火后具有良好的综合力学性能，低温冲击韧性良好，淬透性与 12CrNi3A 钢相似。该钢渗碳前和渗碳后的疲劳强度及静弯曲强度都比较高，实物单齿抗弯疲劳强度比 20CrMnTi 钢高。正火后硬度为 170～217HB，其切削性能与 20CrMnTi 钢相同，正火加高温回火后硬度为 170HB，其切削性能比 20CrMnTi 钢稍好，即当切削深度为 t = 2 mm，走刀量为 s = 0.34 mm/r，不用冷却液的条件下，其切削速度 v_{60} = 44.3 m/min。粗糙度一般为 R_a1.6～5.2 μm。该钢的渗碳速度中等，表面不易过高富集碳，渗碳层变化平缓，该钢焊接性能良好。应把该钢的碳、锰含量控制在中上限。

表 13.2-468 20Mn2B 钢渗碳后的抗弯强度和冲击吸收功

热处理制度	试样尺寸/mm×mm×mm	支点距离/mm	HRC	渗碳层深度/mm	弯断负荷/kN	挠度 f/mm	A_K/J
渗碳 6 h，880℃～900℃油淬，780℃油淬，200℃回火	15×15×120	100	52	1.17	45.96	2.25	25.9
渗碳 6 h，880℃～900℃正火，780℃油淬，200℃回火	15×15×120	100	65	1.17	43.61	2.30	
渗碳 6 h，860℃油淬，200℃回火	15×15×120	100	56	1.17	54.88	2.30	14.5

表 13.2-469 20Mn2B 钢低温冲击吸收功

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列温度（℃）时的 A_K/J				
		15	0	-15	-30	-50
15	920℃正火，860℃×60 min 油淬，790℃×60 min 油淬，180℃×120 min 空冷	61.2	57.2	51.7	50.6	47

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.20，Si0.29，Mn1.43，B0.002 5，P0.020，S0.025。

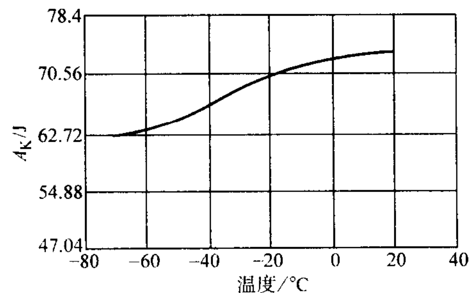


图 13.2-258 20Mn2B 钢低温冲击吸收功
用钢成分（质量分数）（%）：C0.20，Si0.33，Mn1.62，B0.003 7；925℃伪渗碳 8 h，直接油淬，200℃回火空冷

表 13.2-470 20Mn2B 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 160～1 200	1 100～1 160	≥850	空冷或堆冷

表 13.2-471 20Mn2B 钢热处理工艺参数

项目	高温回火	正火	淬火	回火	渗碳	高温回火	淬火	回火
温度/℃	680±20	880～900	860～880	200	920～930	600～650	800～830	150～200
冷却	缓冷	空气	油	空气		空气	油	空气
硬度 HB	≤187			≥40HRC			表面≥60HRC	≥57HRC

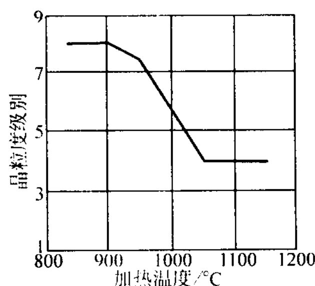


图 13.2-259 20Mn2B 钢晶粒长大倾向
（加热保温 60 min，氧化法）

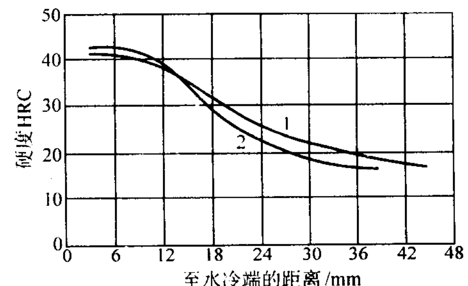


图 13.2-260 20Mn2B 钢淬透性曲线
用钢成分（质量分数）（%）：C0.21，Si0.32，Mn1.65，B0.004 2，P0.023，S0.010，Cr0.05，Ni0.03，Cu0.15；1—880℃加热端淬；2—990℃正火，880℃加热端淬

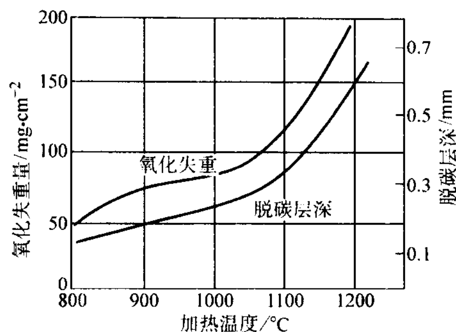


图 13.2-261　20Mn2B 钢氧化和脱碳倾向
（加热保温 60 min）

20MnMoB 钢适宜代替 20CrMnTi 和 12CrNi3A 钢制造心部强度要求较高的中等负荷的汽车、拖拉机使用的齿轮及负荷大的机床齿轮，也常用于制造活塞销等零件。

（1）化学成分（表 13.2-472）

表 13.2-472　20MnMoB 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Mo	B	Cr	Ni	P	S
0.16～0.22	0.17～0.37	0.90～1.20	0.20～0.30	0.005～0.003 5	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

（2）物理常数（表 13.2-473）

表 13.2-473　20MnMoB 钢临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
温度（近似值）/℃	740	850	750	690

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.18，Si0.29，Mn1.07，Mo0.19，B0.001，Cr0.09，Ni0.16，P0.023，S0.014。

（3）力学性能（表 13.2-474～表 13.2-481 和图 13.2-262）

表 13.2-474　20MnMoB 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	备注
		MPa		%			
15	800℃油淬，200℃回火空冷或油冷	≥1 080	≥880	≥10	≥50	≥62.7	①
	880℃×40 min 油淬，200℃×180 min 空冷	1 080～1 460 / 1350	880～1 350 / 1 210	9.5～16 / 12.8	44.5～64 / 57	62.7～145 / 76	68 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-475　20MnMoB 钢正火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	正火温度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	硬度 HB	备注
		MPa		%				
20	900	620	450	24	66	145	179～187	①
	930	660	535	23	66	≥109.8	200	
15	920	665	495	21	64	58.8		②

① 用钢成分（质量分数）（%）：C0.19，Si0.22，Mn1.06，Mo0.22，B0.004，P0.020，S0.003，Ti0.094，Al0.01。
② 用钢成分（质量分数）（%）：C0.18，Si0.29，Mn1.07，Mo0.19，B0.001，P0.023，S0.014，Cr0.09，Ni0.16。

表 13.2-476　20MnMoB 钢第二次淬火温度对力学性能的影响

热处理毛坯直径/mm	热处理制度			σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	A_K/J	硬度 HRC
				MPa		%			
19	第一次淬火	第二次淬火	回火						
	880℃×60 min 油冷	780℃×60 min 油冷	(210±10)℃ 150 min 空冷	895	640	20.0	59.0	105.1	28
		800℃×60 min 油冷		1 130	880	10.5	51.5	90.2	35
		830℃×60 min 油冷		1 560	1 190	12.0	52.0	75.3	45

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.17，Si0.34，Mn1.0，Mo0.024，B0.003 4，Cu0.14，P0.026，S0.014。

表 13.2-477　20MnMoB 钢伪渗碳后降温淬火温度对力学性能的影响

热处理毛坯直径/mm	热处理制度			σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	硬度 HB
	伪渗碳	淬火	回火	MPa		%			
15 和 15×15 方	930℃×8 h，降温至淬火温度保温 10 min	930℃油冷	200℃×60 min 空冷	1 320	1 130	14.0	59.5	73.7	383
		900℃油冷		1 300	1 100	13.5	59.0	81.5	378
		875℃油冷		1 310	1 130	14.0	59.5	75.3	381
		850℃油冷		1 360	1 170	14.0	59.0	78.4	387
		825℃油冷		1 290	1 080	14.3	60.0	68.2	375
		800℃油冷		1 320	1 110	14.3	58.3	72.1	382
		775℃油冷		1 190	955	12.0	37.0	27.4	350

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.21，Si0.22，Mn1.10，Mo0.21，B0.001 6，P0.032，S0.012。

表 13.2-478 20MnMoB钢不同温度回火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度			σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J
	正 火	淬 火	回 火	MPa		%		
15	920℃空冷	860℃×40 min油淬，780℃×40 min油淬	160℃×120 min空冷	930	595	14.8	55.0	78.4
			180℃×120 min空冷	890	540	17.0	52.0	87.8
			200℃×120 min空冷	940	640	11.5	55.5	78.4
			230℃×120 min空冷	905	625	17.0	60.0	101.1
			260℃×120 min空冷	1 000	765	15.5	60.5	90.2
15		860℃×40 min油冷	160℃×120 min空冷	1 500	1 220	11 .5	55.0	54.9
	920℃空冷		180℃×120 min空冷	1 460	1 040	11.0	53.0	57.2
			200℃×120 min空冷		1 150		53.0	54.9
			230℃×120 min空冷	1 410	1 110	11.5	59.0	48.6
			260℃×120 min空冷	1 400	1 220	9.0	58.0	45.5

注：用钢成分（质量分数）(%)：C0.19，Si0.22，Mn1.06，Mo0.22，B0.004，P0.020，S0.008。

表 13.2-479 20MnMoB钢疲劳极限

疲劳试样	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_K/J	/MPa
		MPa		%			
ϕ5.5 mm莫尔型试样	930℃伪渗碳7 h，870℃油淬，200℃×6 min回火空冷	1 320	1 120	13	55	109.8	441
	930℃伪渗碳7 h，890℃油淬，780℃油淬，200℃×60 min回火空冷	825	635	20	60	149	245
	液体渗碳：20%黄血盐+70% $BaCl_2$+10% NaCl，930~950℃保温5 h空冷，870℃油淬，200℃×60 min回火空冷	渗碳层深度约1.4 mm（以0.40%C为界限）；表面硬度HRC=61~62					762.4

注：用钢成分（质量分数）(%)：C0.18，Si0.29，Mn1.07，Mo0.19，B0.001，Cr0.09，Ni0.16，P0.023，S0.014。

表 13.2-480 20MnMoB钢静弯曲强度

热处理制度	有渗碳层的试样的静弯曲强度									薄片渗碳试样静强度		
	层深/mm		硬度 HRC		光滑试样 15 mm×15 mm×100 mm l_0=80 mm			缺口试样 r=0.2 mm	冲击吸收功 A_K/J	2 mm×11.5 mm×80 mm l_0=50 mm		
	总深	共析层	表面	心部	P_L/kN	$P_{0.03}$/kN	P_s/kN	P_L/kN		硬度HRC 表面	硬度HRC 心部	σ_{bb}/MPa
930℃气体渗碳13 h，降温至830℃保温10 min油淬，190℃×90 min回火空冷	1.2~1.24	0.66~0.70	58.5~60	HB≈364	约0.519 0	约0.480 5	约0.346 0	约0.408 5	40~65.9 平均48.6	57~59	56~58	1 680~2 030平均1 830

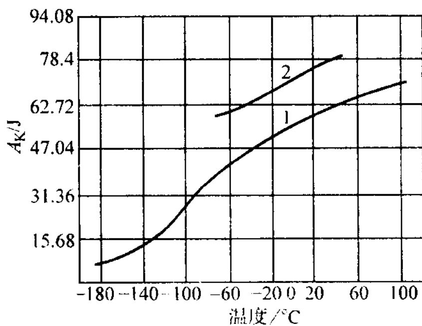


图 13.2-262 20MnMoB钢低温冲击吸收功

1—用钢成分（质量分数）(%)：C0.21，Si0.22，Mn1.10，Mo0.21B0.001 6，P0.032，S0.012；试样热处理制度：930℃×90 min加热，降温至840℃保温10 min油淬，200℃回火空冷；2—用钢成分（质量分数）(%)：C0.21，Si0.23，Mn1.19，Mo0.20，B0.003 5，Cr0.02，P0.028，S0.009；930℃伪渗碳6 h空冷，890℃油淬，200℃回火空冷

表 13.2-481 20MnMoB钢调质处理后的高温力学性能

预先热处理制度	温度/℃	σ_b/MPa	δ_5	ψ	A_K/J
			%		
900℃正火，890℃油淬，500℃回火	100	910	10.0	66.5	154.4
	200	865	9.5	63.0	140.3
	300	860	8.0	59.5	132.5
	400	840	14.0	71.0	117.6
	450	775	12.5	71.5	
	500	730	11.5	75.5	63.5

注：用钢成分（质量分数）(%)：C0.18，Si0.29，Mn1.07，Mo0.19，B0.001 0，P0.023，S0.014。

(4) 工艺性能（表13.2-482~表13.2-484和图13.2-263、图13.2-264）

表 13.2-482 20MnMoB钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150~1 200	1 130~1 180	≥900	堆冷空冷

表 13.2-483　20MnMoB 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	渗碳	淬火Ⅰ	淬火Ⅱ	回火	渗碳	降温淬火	回火
温度/℃	680①	900~950	690±10	920~950	860~890	800~840	180~220	930±10	830~850	180~220
冷却	炉内	空气	空气	箱冷或空冷	油	油	空气		油	空气
硬度 HB	≤207	≤217	≤207				表面			表面
							≥58HRC			≥58HRC

① 也可采用900~960℃3~4 h加热，降温到660~680℃等温4~5 h空冷退火，≤207HB。

表 13.2-484　20MnMoB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃			850	900	950	1 000	1 050	1 100
晶粒度级别	氧化法	保温 3 h		≤8	7~8	5~6		3
		保温 8 h		8~7	6~5	3~4		2~3
	渗碳法	保温 8 h	8	8	8	6~7	4~5	3~5

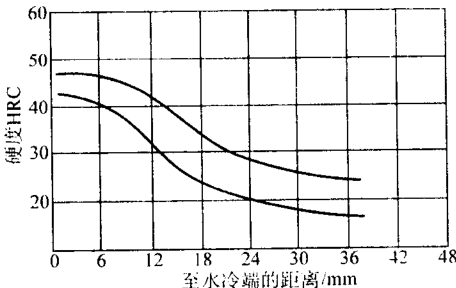


图 13.2-263　20MnMoB 钢淬透性曲线

16炉钢，ϕ30~160 mm钢材；用钢成分（质量分数）(%)：C 0.18~0.23，Si0.25~0.31，Mn 0.93~1.11，Mo 0.21~0.30，B 0.001~0.003；860~880℃加热端淬

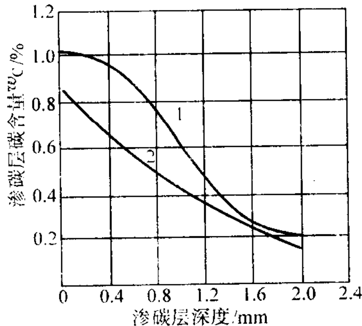


图 13.2-264　20MnMoB 钢渗碳层碳浓度分布曲线

1—930℃渗碳 8 h；2—949~960℃渗碳 13 h

3.3.18　20SiMnVB

20SiMnVB钢淬火低温回火后具有良好的综合力学性能，低温冲击韧性也较好。淬透性比20CrMnTi钢好，同20CrMnMo钢相似。热加工和冷加工性能与20CrMnMo，20CrMnTi钢相似。由于钢中含有0.50%~0.80%（质量分数）硅，渗碳后渗层表面碳含量比20CrMnMo，20CrMnTi钢为低，通常碳含量w_C≤0.9%，但渗碳层中碳的分布曲线平缓。此钢适宜渗碳后直接淬火，残留奥氏体量少，渗碳淬火后缺口强度、韧性和抗弯强度都比20CrMnTi钢和20Mn2TiB钢高，热处理时的变形量比20CrMnTi钢和20Mn2TiB钢稍大些，但是有规律。该钢可与20CrMnTi钢和20CrMnMo钢互换使用，制造拖拉机、汽车及其他机械中渗碳零件和非渗碳零件。

（1）化学成分（表 13.2-485）

（2）物理常数

临界点：表 13.2-486。

表 13.2-485　20SiMnVB 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	V	B	Cr	Ni	P	S
0.17~0.24	0.50~0.80	1.30~1.60	0.07~0.12	0.000 5~0.003 5	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.2-486　20SiMnVB 钢临界点（近似值）℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
762	866	779	699

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.24，Si0.65，Mn1.52，V0.12，B未分析。

线胀系数 α（20℃）13.6×10^{-6}/℃。

（3）力学性能（表 13.2-487~表 13.2-490 和图 13.2-265）

表 13.2-487　20SiMnVB 钢室温力学性能

毛坯尺寸直径/mm	热处理制度	σ_s (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	A_K/J	HRC	备注
15	900℃油淬，200℃回火	≥1 180	≥980	≥10	≥45	≥54.9		①
	900℃×40 min油淬，200℃×180 min回火油冷	1 350~1 550 / 1 470	1 260~1 460 / 1 350	12~19 / 13.9	51~58 / 55.2	52.7~98 / 80.8		23炉钢
25	860~880℃正火，180~200℃回火	625	370	27.3	72.2	93.3		②
	860~880℃正火，840~860℃油淬，180~200℃回火	1 460		13.4	54.1	44.7		
	860~880℃正火，820~840℃油淬，180~200℃回火	1 400		11.1	59.5	66.6		
	860~880℃正火，800~820℃油淬，180~200℃回火	1 200		11.2	27.0	54.1		
	860~880℃正火，780~800℃油淬，180~200℃回火	830			26.8	18		

续表 13.2-487

毛坯尺寸直径/mm	热处理制度	σ_s	σ_s	δ_5	ϕ	A_K/J	HRC	备注
		MPa		%				
15	940℃伪渗碳 6 h 50 min 降温至							
	880℃油淬，200℃回火	1 405	1 120	12.7	54.5	80	39.6	②
	860℃油淬，200℃回火	1 410	1 080	11.2	54.3	61.9	39.0	
	840℃油淬，200℃回火	1 430	1 100	11.0	53.0	63.5	39.0	
	820℃油淬，200℃回火	1 400	1 120	12.7	54.2	82.3	36.0	
	940℃伪渗碳 7 h 50 min 降温至重新加热至							
	880℃油淬，200℃回火	1 380	1 230	13.5	54.0	100.4	42	
	870℃油淬，200℃回火	1 390	1 100	12.3	56.2	85.5	43	
19	920℃油淬，830℃油淬，210℃回火	1 470	1 210	11	48	76	44	③
	920℃油淬，800℃油淬，210℃回火	1 130	855	18.5	43	93.3	29.5	
	920℃油淬，780℃油淬，210℃回火	100	620	19	48.5	87.8	29.0	

注：分子为数据范围，分母为平均值。
① 摘自 GB/T 3077—1999。
② 用钢成分（质量分数）(%)：C0.21，Mn1.48，Si0.71，V0.09，B0.001 7，P0.022，S0.008。
③ 用钢成分（质量分数）(%)：C0.18，Mn1.42，Si0.73，V0.09，B0.003 2。

表 13.2-488　20SiMnVB 钢疲劳极限

热处理制度	σ_b	σ_s	σ_{-1}
	MPa		
930℃伪渗碳 6 h，830～850℃油淬，180～200℃回火	1 420	1 100	≥445

注：用钢成分（质量分数）(%)：C0.21，Si0.71，Mn1.48，V0.09，B0.001 7，P0.022，S0.008

表 13.2-489　20SiMnVB 钢薄片渗碳试样的弯曲强度和扭转强度

热处理制度		表面硬度 HRA	薄片弯曲 2 mm×15 mm×60 mm l_0 = 50 mm		空心扭转 ϕ9.7 mm×5.7 mm×20 mm	
			σ_{bb}/MPa	f/mm	τ_{max}/MPa	扭转角/(°)
940℃渗碳 6 h×50min 降温至	880℃油淬，200℃回火	81.0	1 500	3.5	1 530	25.3
	880℃油淬，200℃回火	81.0	1 500	3.5	1 530	25.3
	860℃油淬，200℃回火	81.5	1 510	3.23	1 460	22.7
	840℃油淬，200℃回火	81.0	1 400	2.83	1 510	27.6
	820℃油淬，200℃回火	82.0	1 520	2.93	1 460	22.3
940℃渗碳 7 h×20min，重加热至	880℃油淬，200℃回火	—		—	1 390	21.3
	860℃油淬，200℃回火	78.0	2 300	5.5	1 500	27.6
	870℃油淬，200℃回火	81.0	1 970	4.3	1 720	32.0

表 13.2-490 20SiMnVB 钢渗碳试样的性能

热处理制度	渗层深度/mm	硬度 HRC		光滑静弯曲 15 mm×15 mm×150 mm l_0 = 100 mm		缺口静弯曲 15 mm×15 mm×150 mm l_0 = 100 mm		缺口冲击 15 mm×15 mm×150mm/J
		表面	心部	σ_{bb}/MPa	f/mm	σ_{bb}/MPa	f/mm	
940℃渗碳 6 h50 min，降温至：								
880℃油淬，200℃回火	1.30	57.5	43	1 870	1.55	1 630	1.06	63
860℃油淬，200℃回火	1.30	60.5	43.7	1 980	1.70	1 660	3.11	70
840℃油淬，200℃回火	1.30	60.5	43.0	1 920	1.53	1 490	0.85	54
820℃油淬，200℃回火	1.30	60.5	44.5	1 850	1.59	1 520	0.88	47.3
940℃渗碳 7 h20 min，降温至：								
880℃油淬，200℃回火	1.52	59.5	41.0	2 520	1.13	1 570	0.75	68.859
860℃油淬，200℃回火	1.52	57.5	43.0	2 640	1.17	1 640	0.82	78.8

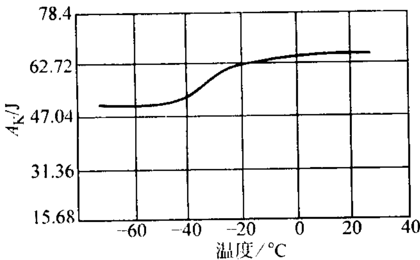


图 13.2-265 20SiMnVB 钢低温冲击吸收功

用钢成分（质量分数）(%)：C0.18，Si0.73，Mn1.42，V0.03，B0.003 2，P0.026，S0.009，920℃油淬，210℃回火

(4) 工艺性能（表 13.2-491 ~ 表 13.2-493 和图 13.2-266 ~ 图 13.2-269）

表 13.2-491 20SiMnVB 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 180 ~ 1 200	1 150 ~ 1 180	>850	$\phi\geq$70 mm 缓冷

表 13.2-492 20SiMnVB 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	渗碳	直接淬火	重加热淬	回火
温度/℃	700 ± 10	920 ~ 950	920 ~ 940	≥840	860 ~ 880	180 ~ 20
冷却	低于600℃空冷	空冷	①	油淬	油淬	空冷
硬度 HB	≤207	170 ~ 207				表面 56 ~ 61HRC 心部 40 ~ 45HRC

① 在重新加热淬火时，渗碳后缓冷到 300℃左右空冷。

表 13.2-493 20SiMnVB 钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 200	备注
晶粒度级别	8	8	8	6 ~ 7	6 ~ 7	6 ~ 5		保温 3 h
		6 ~ 7	7	5 ~ 6		3 ~ 5	3	保温 6 h

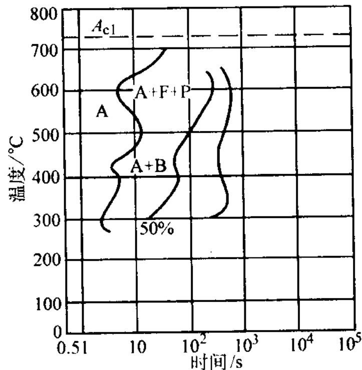


图 13.2-266 20SiMnVB 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.24，Si0.65，Mn1.52，V0.12，B 未分析；奥氏体化温度 920℃

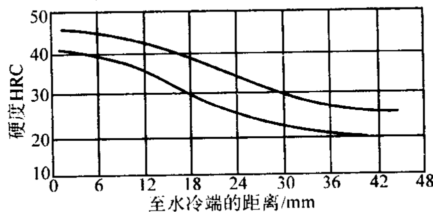


图 13.2-267 20SiMnVB 钢淬透性曲线

8 炉钢数据；用钢成分（质量分数）(%)：C0.18 ~ 0.24，Si0.41 ~ 0.71，Mn1.36 ~ 1.52，V0.08 ~ 0.14，B0.001 7 ~ 0.004 4；920℃正火，920℃ × 40 min 加热端淬

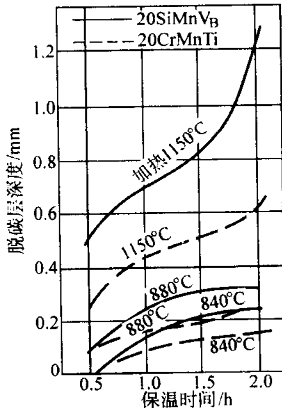


图 13.2-268 加热温度和保温时间对 20SiMnVB 钢和 20CrMnTi 钢脱碳层深度的影响

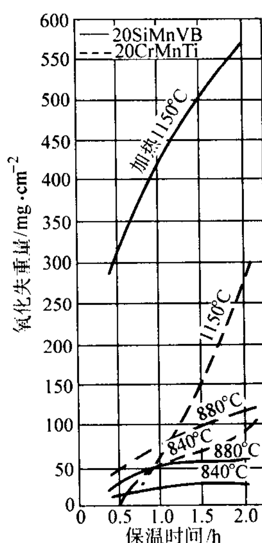


图 13.2-269 加热温度和保温时间对 20SiMnVB 钢和 20CrMnTi 钢氧化失重量的影响

3.4 渗碳钢选材原则

以下以齿轮用渗碳钢为例。通常须满足工艺性及使用性方面的基本要求。工艺性能要求包括切削加工性、锻轧性能、对热处理工艺的适应性；使用性要求是指齿轮在载荷下有满意的工件性能。

就材质而言，带有普遍性的选材判据有3条：淬透性的宽度应窄，洁净度应高；晶粒度应细。

齿轮的失效大部分是由疲劳引起的。疲劳失效主要包括弯曲疲劳和接触疲劳。从材料的角度考虑，弯曲疲劳性能主要取决于具体材料有强韧性和渗层性能，而接触疲劳性能主要由钢洁净度、渗层的碳含量及其相应的组织状态决定。例如，当钢中氧含量降至质量分数 20×10^{-6} 以下时，接触疲劳性能可成倍提高。当渗层的碳含量适当时（不同的钢号有其相对应的最佳渗层碳含量），碳化物呈细小粒状均匀分布，有利于提高接触疲劳性能和耐磨性。如果碳含量偏高，碳化物呈大块状或网状，且分布不均匀，将使接触疲劳性能严重下降。其他，例如渗层中的残余奥氏体量及其分布、残余压应力的大小及其沿层深的分布以及渗层的氧化等都对接触疲劳寿命起重要作用。

各型齿轮，由于工作条件不同，选材标准亦相应改变，大体可归纳如下：

1）轻载齿轮的选材原则　对于工作应力不高（例如接触应力 < 1 509 MPa，弯曲应力 < 652 MPa）的齿轮，可采用低淬透性钢号薄层渗碳，工作淬火后从表面到心部不要求淬成全马氏体，而是到一定深度是高碳马氏体，接着是马氏体加珠光体、珠光体 + 铁素体的金相组织。这种组织在低温回火后，工件表面具有高硬度、高耐磨性，心部具有适当的硬度和较好的韧性，即可满足使用要求。

2）中载齿轮的选材原则　对于工作应力较高（例如接触应力达到 1 509 MPa，弯曲应力达到 625 MPa）的齿轮件，其选材原则是要在考虑心部材料淬透性的基础上，同时考虑渗层的淬透性，渗层组织中不允许有上贝氏体、珠光体、网状碳化物和黑色网状（内氧化）组织等出现。

3）重载齿轮的选材原则　重载并带有冲击载荷的齿轮，其选材的依据是要在考虑心部淬透性、渗层淬透性的同时，还应考虑渗层的韧性，以抵御渗层被压溃（crushing）。对于受载大的工件，采用高淬透性的钢种渗碳，以便使它们在淬火以后，从表面形成高碳马氏体和合金碳化物到心部的低碳马氏体的金相组织，在低温回火后，工件表面具有高的硬度、高的耐磨性，心部具有足够高的强度和韧性。在这种情况下，钢号的碳含量不宜高，以免渗层内的残余压应力偏低，对疲劳性能不利。

总之，从齿轮载荷的轻、中、重及工作条件出发，应该相应地选用能满足使用要求的材料与之匹配，例如 Cr-Mn 系、Cr-Mo 系、Cr-Mn-Mo 系、Cr-Mn-Ni-Mo 系钢等，随载荷及工作条件苛刻程度的升级，材料性能亦应随之逐步升级。

3.5 失效分析

渗碳零件种类繁多。齿轮是渗碳件中用量很大的一类。齿轮在工作时，载荷主要集中在啮合的齿牙上，齿根处承受很大的弯曲载荷，它周期地作用于每个齿。当运行过程中急刹车时，齿轮还受到很大的冲击力。变速箱中的换挡齿轮，齿端承受小能量的冲击载荷。相互啮合的齿牙沿其工作面还有一定量的相对滑动，造成齿面磨损，当齿面压力很高，润滑不良时，磨损尤甚。

在上述复杂工作条件下，齿轮损坏的形式按递降发生的频率，可以分成4类，见表 13.2-495。

表 13.2-494　齿轮失效形式分类

失效模式	失 效 类 型
疲劳	齿牙弯曲，表面接触（抗蚀或剥落），滚动接触，热疲劳
冲击	齿牙弯曲，齿牙剪断（shear），齿牙铲削，渗层压碎，扭断
磨损	磨料磨损，黏合磨损
应力断裂	内应力断裂，外应力断裂

4 渗氮钢

渗氮，也叫氮化，是化学热处理中重要的工艺之一。适用于渗氮工艺的钢种，称为渗氮钢，亦称氮化钢。

氮化是利用活性氮原子渗入钢件表面形成富氮硬化层的一种化学热处理。与渗碳相比，氮化后工件可获得更高的表面硬度（950 ~ 1 200HV）和耐磨性；因氮化层内有更大的残留压应力使工件的疲劳强度有更大提高；氮化层的高温硬度高，具有高的抗腐蚀性能；氮化的温度低，变形小。氮化的主要缺点是氮化需要的时间较长，成本高，且氮化层薄而脆，不耐冲击。氮化这种表面处理方法用于处理某些在较高温度工作的耐磨零件或精密零件，例如内燃机曲轴、汽缸套和气阀、镗床的主轴和主轴套、精密齿轮、精密机床丝杠等。

氮化前应对零件进行调质处理，调质过程中的高温回火温度应高于氮化温度，以免氮化时心部组织和性能发生变化。常用的等温氮化温度为 500 ~ 520℃。要达到 0.5 mm 的氮化层，需要氮化约 55 h。氮化后，从工件表面到内部金相组织依次为 ε 相层、γ′相层、α 相扩散层，最后是 α 基体上分布着碳化物的原高温回火马氏体组织。

4.1 渗氮钢的合金化

渗碳钢的成分设计要考虑诸多方面，尤其要考虑渗氮工艺性和最终经济效果。渗氮钢的化学成分特点是在中碳钢的基础上，添加某些合金元素，以提高或改善其渗氮性能和其他力学性能。

（1）氮化工艺性

要求在近可能短的时间内获得高硬度的、脆性上能满足要求的、足够深度的氮化层。氮化物形成元素能在 α 相中形成超显微的氮化物颗粒，对 α 相起强化作用。形成的氮化物

越细，弥散强化的作用越大。这类元素有 Al、Cr、V、Ti、Mo、Mn、W 等。一般而言，氮化物的熔点愈高，其稳定性也愈高。按氮化物稳定性的高低，可将其排序如下（从高到低）：Ti 及 Al 的氮化物→V 的氮化物→W、Mo 及 Cr 的氮化物→Mn 的氮化物→Fe 的氮化物。图 13.2-270 为合金元素对氮化层表面硬度的影响。可见，Al 是效果最显著的，所以传统的渗氮钢中 Al 是首选元素。而非氮化物形成元素 Ni 不形成氮化物，故对氮化层的硬度几乎没有影响。

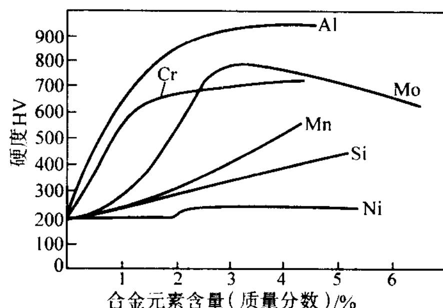


图 13.2-270　合金元素对氮化层表面硬度的影响
（550℃氮化 24 h）

图 13.2-271 是合金元素对氮化层深度的影响。弥散的氮化物的存在对氮原子的扩散有阻碍作用，降低渗氮速度，从而降低氮化层的深度。当合金元素含量在 1%～2%（摩尔分数）的范围内时，其影响近似线性关系。

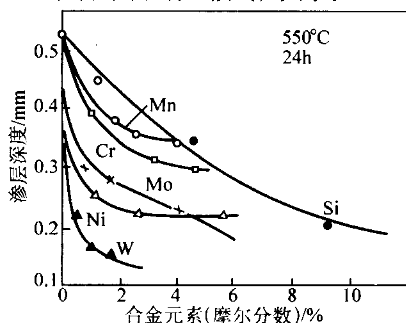


图 13.2-271　合金元素对氮化层深度的影响

典型的含 Al 渗氮钢 38CrMoAl 中 Al 含量对氮化层表面硬度及其分布的影响见图 13.2-272 及图 13.2-273。可见，在 Al 含量 w_{Al} 低于 1.3%情况下，随着钢中 Al 含量的增加，硬度提高。对 Al 含量高的 A 试样，其硬度分布曲线较好，有利于承载能力的提高。图 13.2-274 是不同合金钢在相同条件下氮化后的硬度分布曲线。可见，38CrMoAl 钢由于含有强的氮化物形成元素铝，在氮化后表面达到很高的硬度，但其氮化层深度因铝而降低；不含铝的 Cr-Mo 钢氮化后表面硬度较低，但其氮化层深度较厚。

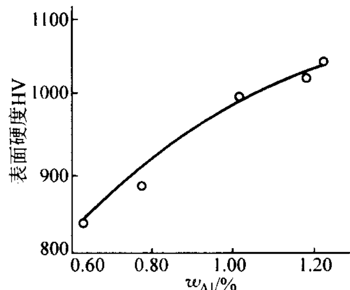


图 13.2-272　Al 含量对渗氮钢表面硬度的影响

铬是优良的氮化物促进元素，所以也是渗氮钢的主要合金元素。尤其在不含铝渗氮钢中，铬是最主要的元素，平均铬含量（质量分数）一般都超过 3.0%，再与钒或钛或钼配合，形成的 Cr-Mo-V 钢，是不含铝渗氮钢的代表性钢种。铬对提高钢的淬透性、强度和表面硬度都是有利的。在铬铝渗氮钢中，铬与铝的配比相当重要。图 13.2-275 和图 13.2-276 是铝和铬含量不同比例时对氮化层硬度和深度的影响。一般认为，Cr + Al的总含量（质量分数）在 Cr-Mo-Al 型钢中，以 3%为宜，低则性能欠佳，超过 3%时，则渗氮后由于钢的体积膨胀逐渐显著，因而零件变形增大，严重时表层容易剥落。其中铬的含量又应大于铝，且大于 1.5%为好。

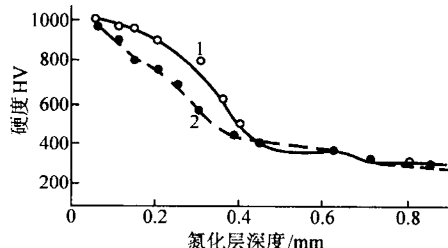


图 13.2-273　Al 含量不同 38CrMoAl 钢氮化层硬度分布曲线
1—w_{Al} = 1.03%；2—w_{Al} = 0.80%r

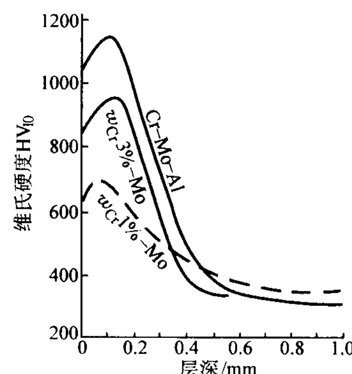


图 13.2-274　不同化学成分的钢氮化后的硬度分布曲线

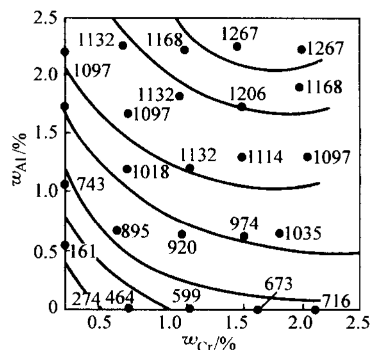


图 13.2-275　Al 和 Cr 对氮化层最高硬度（HV）的影响（500℃渗氮 100 h）

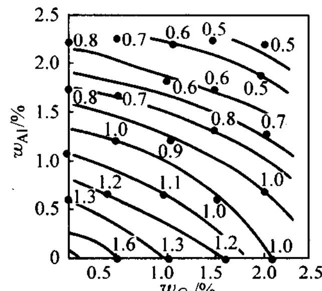


图 13.2-276　Al 和 Cr 对氮化层深度（mm）的影响（500℃渗氮 100 h）

Cr-Mo-Al钢渗氮时，氮与氮化物形成元素的作用，首先形成高度弥散的氮化铝，然后形成氮化钼，最后是氮化铬。钼除了有强化作用外，还有一种观点认为可防止回火脆性，因为渗氮过程类似长时间的高温回火过程。渗氮钢中钼含量较低（一般质量分数为0.15%～0.30%），但在不含铝的Cr-Mo型渗氮钢中，钼含量较高（可达1.0%），例如美国的Nitralloy230钢。

锰形成的氮化物稳定性差，高锰钢（锰的质量分数为12%～18%）渗氮后也能达到高硬度（1 000HV），但国内外未见有锰渗氮钢。

钒形成稳定的氮化物，所以也是不含铝渗氮钢中的常用元素，但含量不高，起提高氮化层硬度的作用．表面硬度没有含铝渗氮钢高，可是韧性良好，对于零件受磨损又受一定冲击负荷时，采用Cr-Mo-V钢更合适。这类钢在欧洲、日本应用广泛，例如德国的39CrMoV139、英国的En40C（2S132）、法国的32DCV-13等。

钛和钒类似，与氮有强的亲和力，氮化物不易聚集。含钛渗氮钢可以在较高温度渗氮，加速氮的扩散，因而是快速渗氮钢的重要元素，例如日本的N6钢，前苏联的30XT2钢，都是含钛的快速渗氮钢。钢中钛与碳含量的比例（w_{Ti}/w_C）经研究以6.5～9.5为最佳，小于6.5则氮化层硬度偏低，高于9.5则渗层脆性较大。含钛钢的冶炼较困难，容易增加夹杂；另一缺点是强韧性差，这是由于钛和碳形成碳化物后，基体碳贫化。日本的N6钢，在钢中添加3.5%（质量分数）左右的镍，通过铁素体强化和Ni3Ti的沉淀硬化来提高心部性能。

碳是不利于渗氮的元素，它降低氮的扩散系数，降低渗氮速度。图13.2-277为碳对氮化层深度的影响。图13.2-278为38CrMoAl钢不同碳含量对表面硬度的影响。然而碳是保证钢强度的基本元素，心部强度不足对氮化层性能尤其是对疲劳性能有不利影响，因此对心部强度有一定要求的零件，碳含量不宜过低。

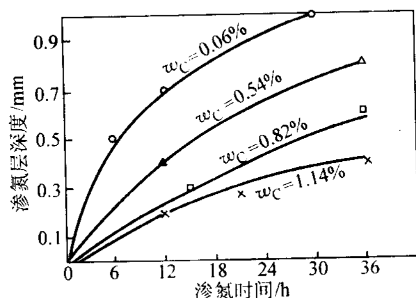


图13.2-277　碳对氮化层深度的影响

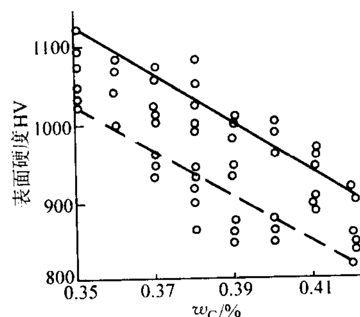


图13.2-278　38CrMoAl钢碳含量对氮化层表面硬度的影响

氮化后的硬度分布曲线受预先调质处理工艺的影响。图13.2-279为在不同温度下回火的30Cr3Mo钢在510℃氮化60 h后的硬度。可见，回火温度降低时氮化后的硬度曲线几乎等距离上移。硬度升高是因为：回火温度低钢中氮化物形成元素铬及钼富集到碳化物中的程度较小，保留在α固溶体中的较多，所以氮化时的强化效果略高。就氮化后表面层的脆性而论，含铝钢的氮化层的脆性也是较大的。不同氮化方法对氮化层的硬度没有显著的影响，但却显著地影响氮化层的脆性。离子氮化工艺形成的氮化层脆性较低。

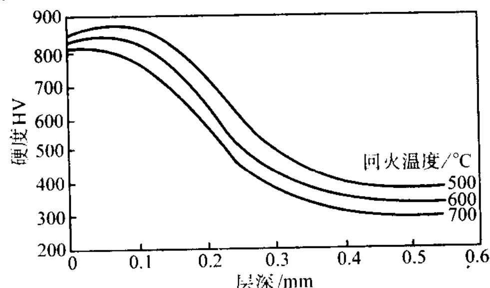


图13.2-279　回火温度对氮化后硬度的影响

（2）钢的淬透性和淬火工艺问题

氮化钢在氮化前要进行调质处理，因此就必须考虑钢的淬透性和其他淬火工艺性能。由于碳化钛要加热到1 050～1 100℃以上才能大量溶入奥氏体，因此氮化钢中很少利用钛元素。铝为非碳化物形成元素，铝的存在并不增高钢中碳化物的溶解温度。

氮化物形成元素往往是缩小γ相区的元素，如果含量过高时，将使单相的γ相区消失，即在淬火加热时得不到单相的奥氏体组织。从增大钢的淬透性来说，铬、钼是重要的元素。

对以后的氮化工艺来说，要使氮化过程中扩散进入α相的氮原子能与钒、钼、铬、铝等原子形成超显微的氮化物，对α相基体起有效的硬化作用，则需在调质处理淬火时，首先要使这些元素较多地溶入奥氏体，淬火成马氏体时使这些元素被保留在马氏体中，在随后的高温回火时，至少被部分保留在铁素体中。在碳化物相中的钒、钼、铬等元素在氮化处理时不能形成极其微细的、超显微的氮化物，不能起强烈的弥散强化作用。所以从氮化工艺来说，在调质处理淬火时，需要使含钒、钼、铬的碳化物大量地溶入奥氏体。

（3）回火及氮化工艺

钢中应该含有使钢在高温回火或在氮化温度长期保温后能保持高强度的元素。溶在马氏体中的铬、钼、钒分别能使钢在400～500℃、500～600℃、550～650℃回火时保持高的强度。

总的说来，在氮化钢的合金化问题上，可得出以下几点：

1）为了在氮化时得到高的表面硬度，可以利用铝、钒、铬、钼、钨等元素。如果表面硬度不超过900HV，可采用铬、钼、钨的钢种；如果表面硬度需要在900HV以上，需要利用强氮化物形成元素铝。

2）为了使钢获得足够的淬透性，铬、钼、锰是有效的元素。

3）为了使钢在500～580℃之间长时间保温而保持强度，钼及钒是有效的合金元素。为了防止或减轻钢发生高温回火脆性，往往需要在氮化钢中加入0.2%～0.5%Mo（质量分数）。

4.2　常用氮化钢

4.2.1　渗氮钢钢类

早期的渗氮钢只有一个钢号，即含铝的铬钼钢。目前世界各工业先进国家都有这个钢号，并已列入各国标准。随着科技的进步，渗氮钢也有较大的发展，大体可分如下几类。

（1）含铝渗氮钢

含铝渗氮钢至今仍然是渗氮钢的主要品种，尤以高铝（w_{Al}1.0%左右）的铬钼铝钢为典型代表。表13.2-495是我

国和世界各工业国家含铝渗氮钢的牌号和化学成分。

为了改善钢中铝含量高带来的不利影响，开发了一类铝含量较低的渗氮钢。这类钢的主要特点是：由于铝含量低，渗氮后渗氮层的硬度也稍低（表面硬度 HV 约 800～1 000）；改善了冶炼和被切削加工性；渗氮速度也快等。这一类钢，有我国研制的 25Cr2MoAl、30CrMoAl、30CrMnAl；法国的 30CAD6-03、30CAD6-06；日本大同制钢的 RDK401、RDK705（（质量分数）：0.15%C-1.00%Cr-0.20%Al）；前苏联的 38X2ЮО（0.5%～0.8%Al）、30XT2HЮО（0.8%Al）。几种低铝渗氮钢的牌号、化学成分、热处理及力学性能见表 13.2-496。

（2）不含铝渗氮钢

自从离子渗氮工艺、软氮化工艺、真空渗氮工艺等新工艺发展和在实际生产中应用以来，渗氮用钢的范围扩大了，许多调质钢、合金渗碳钢、微合金非调质钢等经过适当的渗氮处理制作渗氮零件，获得了良好的技术经济效果。但这种情况只能看作是技术的“移植”。此处所述的不含铝渗氮钢，主要是为制造渗氮零件而设计的专门渗氮钢，在成分设计上，主要考虑钢的渗氮性能。例如，同样是 Cr-Mo 钢或 Cr-Mo-V 钢，为了获得渗氮层的最佳性能，其铬含量均比 Cr-Mo 系调质钢高。这一类钢，我国曾研制的有 25Cr2Mo；德国有 31CrMo12、39CrMoV139、31CrMoV9；前苏联的 30X3MΦC、30X3MΦ1、25X2H2MΦ；英国的 897M39（En40C）；法国的 30CD12；日本的 MAC24 等。不含铝渗氮钢见表 13.2-496。

（3）快速渗氮钢

快速渗氮钢是借用日语词的说法，是相对于含铝的 Cr-Mo-Al 系渗氮钢渗氮速度太慢而言的。典型的 38CrMoAl 钢，要获得 0.5 mm 以上的渗碳层，渗氮时间一般要 50 h 以上。渗氮层深度，主要取决于渗氮的温度和时间，温度愈高，时间愈长，渗层渗氮愈深。但是以 38CrMoAl 为例，当渗氮温度超过 590℃时，表面硬度会显著下降，而延长渗氮时间一则不经济，二则效果也随时间的延长而降低，以致不起作用。日本研制的含钛渗氮钢，渗氮温度可提高到 650℃，显著加快渗氮速度而又能获得高的表面硬度，典型代表为 N6 钢和随后发展的 N7 钢。前苏联也有同类型的快速渗氮钢，例如 30X2T、30XT2H3Ю，我国曾研制过 35MnMoAlV，主要化学成分（质量分数）为：0.34%～0.40%C、1.60%～1.80%Mn、0.15%～0.25%Mo、0.95%～1.35%Al、0.45%～0.62%V。快速渗氮钢的举例见表 13.2-496。

（4）沉淀硬化型渗氮钢

对于强度要求高的零件，一般的渗氮钢难以满足要求，因为调质处理时高温回火和渗氮温度限制了中碳结构钢强度的提高，因而开发了沉淀硬化型渗氮钢。这类钢在预备热处理时，可以调整到适宜切削加工的硬度，以利于加工成形，然后在渗氮时，发生沉淀硬化作用而使钢进一步强化。目前在工业上应用的沉淀硬化型渗氮钢，经此处理后心部硬度可达 40HRC 左右，强度可达 1 275 MPa。含 5%Ni、2%Al（质量分数）的沉淀硬化型渗氮钢，心部硬度可达 46HRC 左右。这是因为调整淬火时固溶的 Ni3Al 在 510～550℃渗氮时重新析出造成的。为了达到最佳硬化效果，这类钢在渗氮前的消除应力退火温度要提高。以含 3.5%Ni、1.20%Al 的沉淀硬化型渗氮钢为例，消除应力退火温度要提高到 650～700℃。这类钢有美国的 Nitralloy C，日本的 NT-100、NT-200 及 MAS1 等，见表 13.2-496。

（5）易切削渗氮钢

为了改善渗氮钢的切削加工性，发展了一类易切削渗氮钢，一般是在渗氮钢中添加改善切削性能的元素如硒（Se）等。此类钢有美国的 Nitralloy EZ、ASTM A355-70B（质量分数 0.35～0.40%C、0.20～0.40%Si、0.75～0.95%Mn、1.20～1.50%Cr、0.95～1.30%Al、0.15～0.25%Mo、0.15～0.25%Se）；德国的 34CrAlS5 等，见表 13.2-496。

我国渗氮钢品种的发展相当缓慢，至今仅有一种，水平也相当落后。研制的新型渗氮钢，未能巩固发展和应用于实际生产。38CrMoAl 钢是仿制前苏联 20 世纪 30 年代的 38XMЮA 钢，几十年来沿用至今。前苏联早已改成 38X2MЮA，适当提高铬含量范围，降低铝含量范围。总之，从化学成分比较（见表 13.2-496），明显的特点是，我国 38CrMoAl 钢碳含量偏高，铝含量或铬含量偏低。

4.2.2　典型钢种 38CrMoAlA 钢

38CrMoAlA 钢是使用历史悠久的典型渗氮钢之一，是我国唯一列入标准的渗氮钢。此钢主要用于气体渗氮，也适用于离子渗氮和软渗氮。钢中铝是提高氮化层硬度的主要合金元素，它与氮形成高度弥散的氮化铝（AlN），其硬度极高，可达 9～10 莫氏硬度。由于铝、钼、铬的共同作用，38CrMoAlA钢氮化后表面硬度可达 1 100～1 200HV，且组织稳定性良好（可在 500℃以下使用）；同时，它们还可细化晶粒和提高钢的强度及淬透性。此外，少量的钼还能提高钢的热稳定性，消除钢在氮化温度下长期保温和在随后的缓冷时所产生的回火脆性。

表 13.2-495　各国含铝渗氮钢的牌号和化学成分

国别及标准	钢　号	化学成分（质量分数）/%						备　注
		C	Si	Mn	Al	Cr	Mo	
中国 GB 3077	38CrMoAl	0.35～0.42	0.20～0.40	0.30～0.60	0.70～1.10	1.35～1.65	0.15～0.25	S、P≤0.035，Cu≤0.30
德国 DIN 17211	34CrAlMo5	0.30～0.37	0.20～0.50	0.50～0.80	0.80～1.20	1.00～1.30	0.15～0.25	S≤0.035 P≤0.030
	41CrAlMo7	0.38～0.45						
美国 ASTM A535	Nitralloy A	0.38～0.43	0.20～0.40	0.50～0.70	0.95～1.30	1.40～1.80	0.30～0.40	S≤0.040 P≤0.035
	Nitralloy D	0.33～0.38	0.20～0.40	0.50～0.70	0.95～1.30	1.00～1.35	0.15～0.25	
法国 NF A35—551	30CAD6.12	0.28～0.35	0.20～0.40	0.50～0.80	1.00～1.30	1.50～1.80	0.25～0.40	S、P≤0.035
	40CAD6.12	0.38～0.45						
英国 BS970	En41 A	0.27～0.35	0.10～0.45	0.40～0.65	0.90～1.30	1.40～1.80	0.15～0.25	S、P≤0.025
	En41 B	0.35～0.43				1.50～1.80	0.25～0.40	
日本 JIS G4202	SACM645	0.40～0.50	0.15～0.50	≤0.60	0.70～1.20	1.30～1.70	0.15～0.30	S、P≤0.030
前苏联 ГОСТ 4543	38X2MoЮA	0.35～0.43	0.20～0.40	0.20～0.50	0.50～0.80	1.50～1.80	0.15～0.25	S、P≤0.025、Cu≤0.30
意大利 UNI	38CrAlMo7	0.35～0.41	≤0.40	0.50～0.70	0.80～1.30	1.50～1.80	0.25～0.40	S、P≤0.035

表 13.2-496　几种低铝渗氮钢的牌号、化学成分、热处理及力学性能

类别	钢号或代号	化学成分（质量分数）/%						热处理	备　注
		C	Cr	Mn	Al	Mo	其他		
低铝渗氮钢	25Cr2MoVAl（中国）	0.23～0.30	2.10～2.40	0.50～0.80	0.30～0.70	0.15～0.25		调质：930℃油冷600℃回火渗氮：与38CrMoAl相同的常规气体渗氮工艺	试验用钢成分渗氮后表面硬度大于800HV 心部 $\sigma_b \geq 785$ MPa
	30CrMoAl（中国）	0.30	0.74	0.66	0.61	0.18		调质：930℃油冷，600℃回火渗氮：与38CrMoAl相同的常规气体渗氮工艺	试验用钢成分心部强度 $\sigma_b = 940$ MPa $\sigma_s = 845$ MPa $\delta = 13\%$
	30CAD6.03（法国）	0.26～0.32	1.50～1.70	0.40～0.80	0.20～0.40	0.25～0.45			NF标准
	30CAD6.06（法国）	0.26～0.32	1.50～1.70	0.40～0.80	0.45～0.75	0.25～0.45			NF标准
	RDK401（日本）	0.15	1.00	0.60	0.20				日本大同制钢试验用钢成分，供参考
不含铝渗氮钢	30X3MΦC（前苏联）	0.30～0.35	2.90～3.20	0.65～0.90		0.36～0.52	Si0.65～1.00 V0.60～1.00		心部强度不小于 $\sigma_b = 1\ 130$ MPa $\sigma_s = 980$ MPa $\delta = 15\%$
	31CrMo12（德国）	0.28～0.35	2.80～3.30	0.40～0.70		0.30～0.50		870～910℃油冷，570～700℃回火，空冷或油冷	相当于英国的En40B法国的30DC12
	39CrMoV139（德国）	0.35～0.42	3.00～3.50	0.40～0.70		0.80～1.10	V0.15～0.25	920～960℃油冷，570～650℃回火空冷	相当于英国的En40C法国的32CDr13
快速渗氮钢	N6（日本）	0.20～0.30	1.00～1.40	0.50～1.00	0.10～0.20	0.20～0.30	Ti2.50～3.00 Ni3.20～3.80	900℃固溶处理，水冷650℃渗氮6 h，氨分解率75%	心部力学性能：$\sigma_s = 490$ MPa $\sigma_b = 735$ MPa A_{KV}24J
	N7（日本）	0.20～0.30	0.30～0.60	0.30～0.60	0.90～1.00	0.20～0.30	Ni3.20～3.80 V1.80～2.30		
	30XT2H3ЮO	0.29	1.27	0.58	0.8		Ni3.8 Ti2.1		试验用钢成分供参考
易切削渗氮钢	34CrAlS5（德国）	0.30～0.39	1.00～1.30	0.60～0.90	0.80～1.20		S0.07～0.10	900～950℃油冷580～660℃回火空冷	$\phi \leq 60$ mm $\sigma_s \geq 440$ MPa
	Nitrally EZ（美国）	0.30～0.40	1.00～1.50	0.50～1.10	0.85～1.20	0.15～0.25	Se0.15～0.25	920～950℃油冷或水冷，590～650℃回火	$\sigma_b \geq 875$ MPa $\sigma_s \geq 630$ MPa
沉淀硬化型渗氮钢	Nirtalloy N（美国）	0.20～0.27	1.00～1.30	0.40～0.70	0.85～1.20	0.20～0.30	Ni3.20～3.80	900℃淬火，油冷，590℃回火，510～560℃渗氮36～48 h	调质后：$\sigma_s = 785$ Mpa $\sigma_b = 910$ MPa $\delta = 15\%$ 渗氮后：$\sigma_s = 1\ 235$ MPa $\sigma_b = 1\ 300$ MPa $\delta = 15\%$

38CrMoAlA钢缓冷后常常含有大量铁素体，在热加工后易产生带状或层状组织，因而会增大力学性能的方向性。

38CrMoAlA钢的淬透性不高，界面直径小于30 mm时才可在油中淬透，尺寸为直径60 mm的零件油冷淬火后，表面

与中心的硬度差可达 60HB 左右。此钢的临界点较高，故其正火和淬火的温度亦相应地较高。由于含铝铁素体稳定性高，不易溶入奥氏体中，所以保温时间要比一般合金结构钢长 0.5 倍左右。由于钢有脱碳倾向，保温时间不宜过长，调质毛坯应适当加大加工余量。

38CrMoAlA 钢有白点敏感性，易形成 Al_2O_3 夹杂，重要零件要检查夹杂物和做塔形发纹检验。

38CrMoAlA 钢冷变形时塑性低。切削性能尚可，调质后当硬度为 187～212HB 时，相对切削加工性能为 90%；当为 285～320HB 时，为 55%。此钢不宜焊接。焊后焊缝处亦产生裂缝。在调质状态下（600～650℃回火），最低使用温度可达 -80℃。

38CrMoAlA 钢主要用于制造具有高耐磨性、高疲劳强度的精密零件，例如汽缸筒、齿轮、轴套、轴承座、阀杆、镗杆、蜗杆、机床主轴、活塞螺栓、检验规等。

（1）化学成分（表 13.2-497）

表 13.2-497　38CrMoAlA 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	P	S
0.35～0.42	0.20～0.45	0.30～0.60	1.35～1.65	0.15～0.25	0.70～1.10	≤0.035	≤0.035

注：摘自 GB 3077—1999。

（2）物理常数

临界点：表 13.2-498。

表 13.2-498　38CrMoAlA 钢临界点(近似值)　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
760	885	740	675	360

注：用钢成分（质量分数）（%）：0.40C，0.18Si，1.63Cr，0.24Mo，0.84Al；奥氏体化温度 950℃。

密度：7.71 g/cm³。

弹性模量 E 203 GPa。

线胀系数：表 13.2-499。

表 13.2-499　38CrMoAlA 钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	12.3	13.1	13.3	13.5	13.5	13.8

（3）力学性能（表 13.2-500～表 13.2-506 和图 13.2-280～图 13.2-284）

表 13.2-500　室温常规力学性能

试样状态	σ_b/Mpa	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_0/MPa	δ_5/%	ψ/%	α_K④/J·cm⁻²	HV	数据来源
φ30 mm，940℃ 油淬，640℃回火，水或油冷	≥980	≥835		≥14	≥50	≥88		GB 3077—88
950℃油淬，700℃回火油淬	932	780	720	24.0	67.0	153①	280～300	实测值③
同上热处理后，500℃ 100 h伪渗氮	912	770	696	23.5	59.5	151①	280～300	
同上热处理后，500℃ 100 h渗氮	990	824	657	7.5	6.5	73.5①	1 100～1 300②	

① 夏氏冲击值。
② 磨去 0.05 mm 后的表面硬度。
③ 实测用钢主要成分（质量分数）(%)，：C0.35，Si0.35，Mn0.43，Cr1.69，Mo0.40，Al1.06。
④ A_K (J) $=0.8\ \alpha_K$ (J/cm²)。

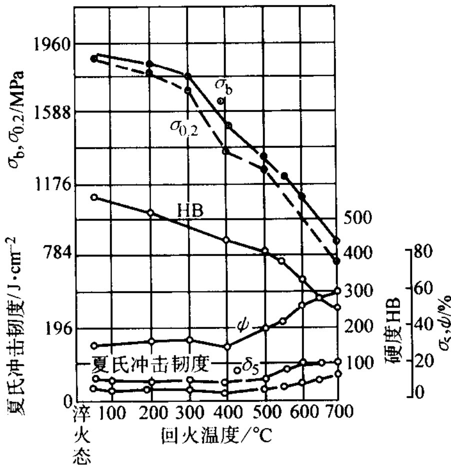


图 13.2-280　38CrMoAl 钢油淬并在不同温度回火后的力学性能

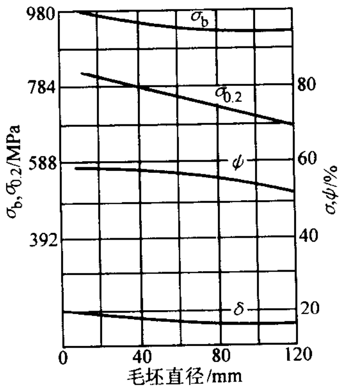


图 13.2-281　38CrMoAl 钢热处理毛坯尺寸对力学性能的影响

试验用钢成分（质量分数）(%)：C0.35，Si0.22，Mn0.6，Cr1.3，Mo0.25，Al0.94；940℃水淬，650℃回火

表 13.2-501 渗氮后的疲劳极限

气体渗氮试样[1]		离子渗氮试样[1]	
渗氮层深度/mm	σ_{-1}/MPa	渗氮层深度/mm	σ_{-1}/MPa
0.55	686	0.46~0.48	588
0.57	694	0.46	588
0.57	700	0.53~0.58	635
0.55	706	0.58~0.60	657
0.56	707[2]	0.50	686
0.53	718	0.53~0.55	706
0.55	730[2]	0.53	726[2]
0.55	724[1]		

① 气体渗氮表面硬度94~95HR15N；渗氮工艺：一段（525±5)℃，35~36 h，氨分解率25%~35%；二段（540±5)℃，35~39 h，氨分解率40%~50%；离子渗氮表面硬度93~94HR15N；离子渗氮工艺：一段（515±5)℃，8 h；二段(540±5)℃，20 h；电压540~560 V，加热功率3.07 W/cm²，电流密度0.005 7 A/cm²，气体流量17 L/min，真空室气压800~933 Pa（6~7 Torr)，阴阳极间距10 mm。试验在12-1型弯曲疲劳试验上进行，试样光滑无缺口，直径7.5 mm。

② 疲劳强度σ_N，N分别为5.55×10^6，3.6×10^5，2.2×10^6，1.5×10^4。

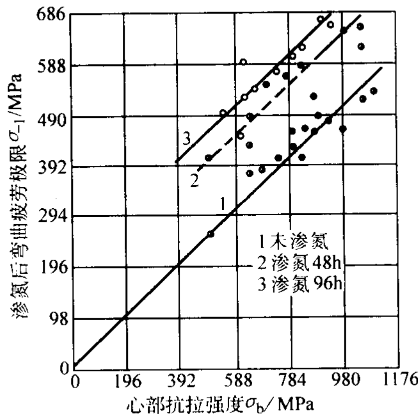


图 13.2-282 38CrMoAl钢心部强度对渗氮试样弯曲疲劳极限的影响试样 φ7.5 mm

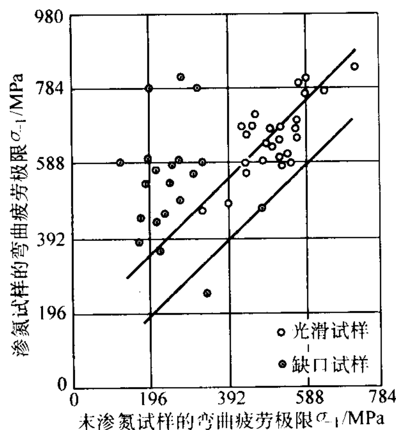


图 13.2-283 渗氮对38CrMoAl钢弯曲疲劳极限的影响

表 13.2-502 渗氮后多次冲击试验结果

渗氮工艺	在1.27 J冲击能量下破断时的冲击次数	
	冲击次数	平均值
气体离子	16 270 25 888 18 140 82 194 70 965	20 099 76 579

注：离子渗氮采用900℃氨分解气，540℃渗氮12 h，表面层化合物为少量的ε及γ′，过渡区晶间氮化物轻微。

表 13.2-503 离子渗氮后扭转试验结果

离子渗氮气氛	出现第一条裂缝时			
	最大扭矩/N·m		扭转角/(°)	
氨气	79 78	79	23 22.5	23
900℃氨气分解	81 81	81	24 28	26
70%氨分解－30%氢气	81 81	81	23 22	23

注：离子渗氮工艺：540℃×12 h。

表 13.2-504 渗氮后静弯曲试验结果

离子渗氮气氛	出现第一条裂缝时				
	载荷/N	σ_{bb}/MPa		挠度 f/mm	
氨气	4 903 5 041	1 020 1 049	1 035	0.85 0.91	0.89
900℃氨气分解	5 296 5 099 5 198	1 108 1 059 1 079	1 082	0.94 0.93 0.94	0.94
70%氨分解气＋30%氢气	5 099 5 099	1 059 1 059	1 059	0.93 0.94	0.93

注：离子渗氮工艺540℃×12 h。

表 13.2-505 渗氮层的耐磨性能

渗氮工艺	渗氮层硬度 HR15N	渗氮层磨损失重[3]/g
气体渗氮[1]	95.0 95.0 95.0 95.0	0.003 0 0.002 9 0.003 0 0.004 0
离子渗氮[2]	94.0 93.5 94.0 93.5 92.0 92.0	0.001 35 0.001 63 0.001 42 0.001 06 0.001 30 0.001 30

① 气体渗氮工艺 第一段，(525±5)℃，35~36 h，氨分解率25%~35%；第二段，(540±5)℃，35~39 h，氨分解率40%~50%。

② 离子渗氮工艺 (510±5)℃，15 h，电压550~560 V，加热功率1.44 W/cm²，真空室内气压933 Pa（7Torr)，电流密度0.002 6 A/cm²，阴阳极间距20 mm。

③ 在MN型耐磨试验机上进行耐磨试验，以GCr15钢试样(61~63HRC）为标准进行复合摩擦试验，GCr15钢试样转速200 r/min，渗氮试样转速180 r/min，预磨载荷490 N（50 kgf)，持续1 h；正式摩擦载荷980 N（100 kgf)，持续8 h。

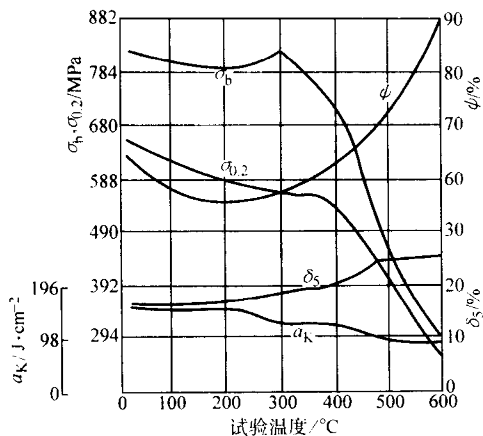


图 13.2-284　38CrMoAlA 钢的高温力学性能

930～940℃油淬，660℃回火 5 h，空气冷却，硬度 255HB

表 13.2-506　高温蠕变强度

温度/℃	450	500	550
$\sigma_{1/100\,000}$/MPa	196	82	13.7

（4）热加工（表 13.2-507）

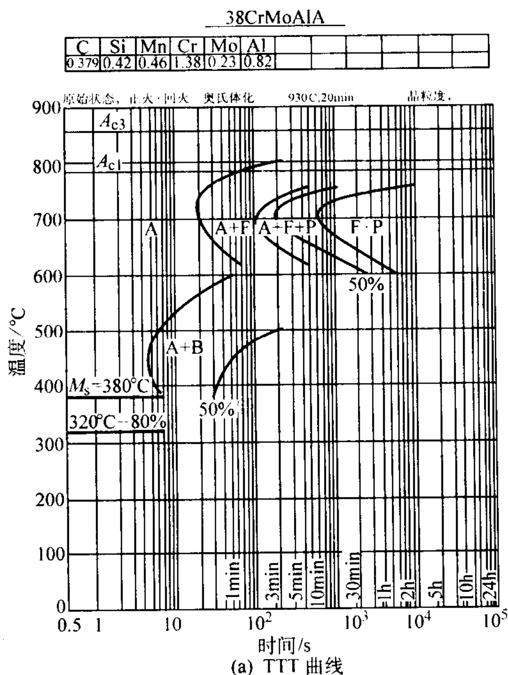
表 13.2-507　38CrMoAl 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 130～1 180	1 050～1 150	>900	缓冷

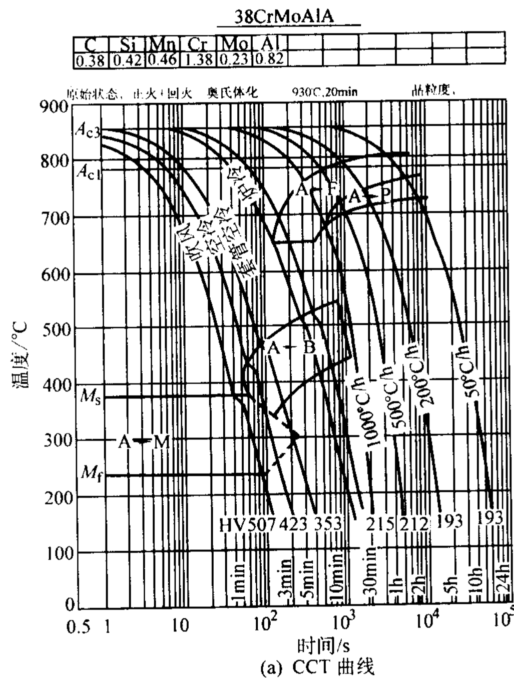
（5）热处理（表 13.2-508 和图 13.2-285～图 13.2-294）

表 13.2-508　38CrMoAl 钢的热处理工艺参数

项目	退火	正火	淬火	回火	消除应力回火	气体渗氮	离子渗氮
温度/℃	900～920	930～970	930～950	630～680	550～600	500～560	450～560
冷却方式	炉冷	空冷	油冷	油或水冷	空冷		
硬度	≤229HB	≤332HB				表面 850～1 200HV	表面 850～1 100HV



(a) TTT 曲线



(a) CCT 曲线

图 13.2-285　38CrMoAlA 钢的奥氏体等温转变曲线（TTT 曲线）和连续冷却转变曲线（CCT）曲线

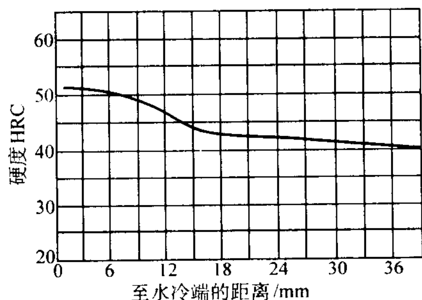


图 13.2-286　38CrMoAl 钢淬透性曲线

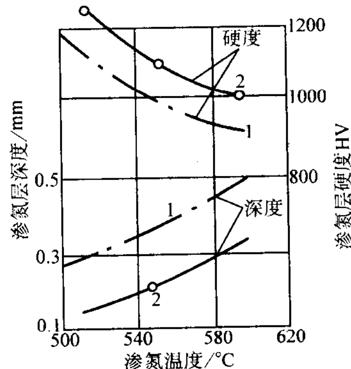


图 13.2-287　38CrMoAl 钢渗氮温度对渗氮层深度和表面硬度的影响

1—离子渗氮；2—气体渗氮，渗氮时间 6 h

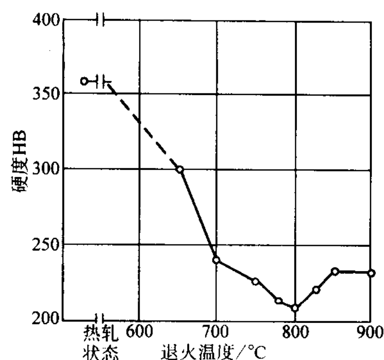


图 13.2-288　38CrMoAl钢退火温度与硬度的关系
加热保温 1 h，冷却速度 200℃/h

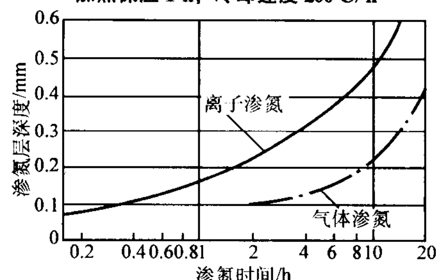


图 13.2-289　38CrMoAl钢不同渗氮工艺的渗氮速度试验
用钢主要成分（质量分数）(%)：C 0.38，Cr1.5，Mo0.20，Al0.9；渗氮温度 550℃

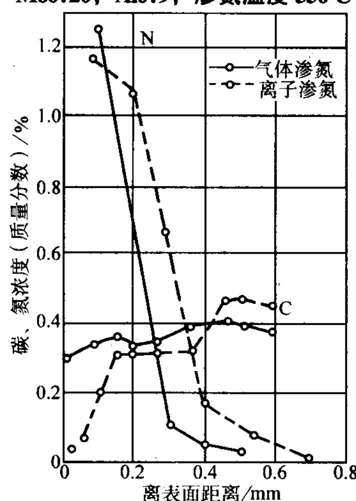


图 13.2-290　38CrMoAl钢渗氮后渗层中碳、氮浓度分布曲线
渗氮温度 560℃，时间 36 h；注意离子渗氮分布曲线示有表面贫碳现象

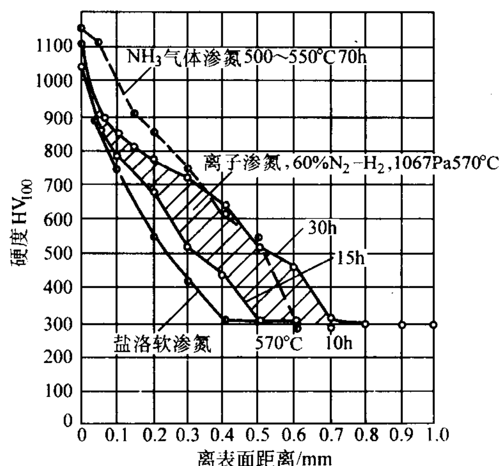


图 13.2-291　38CrMoAl钢不同渗氮工艺渗氮后的渗氮层硬度分布曲线

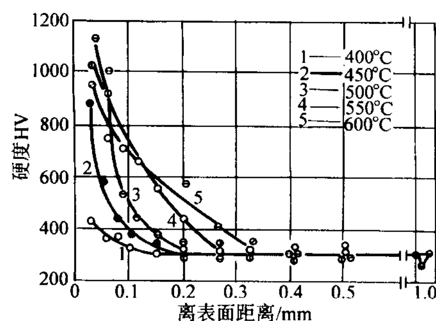


图 13.2-292　38CrMoAl钢在不同温度离子渗氮后的硬度梯度曲线

离子渗氮条件：80% N_2，667 Pa (5Torr)，4 h

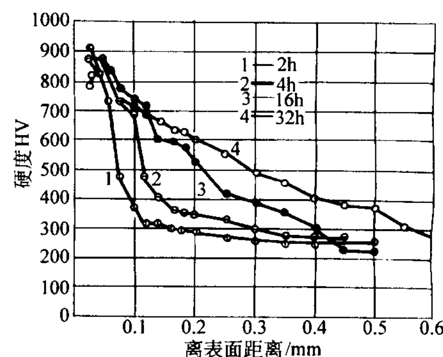


图 13.2-293　38CrMoAl钢不同时间离子渗氮后的硬度梯度曲线

离子渗氮条件：500℃，933 Pa (7 mmHg)

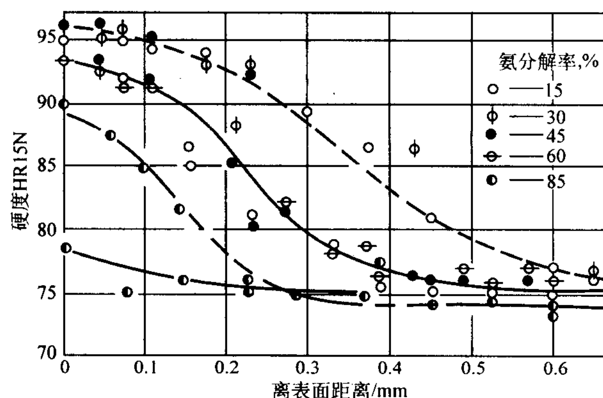


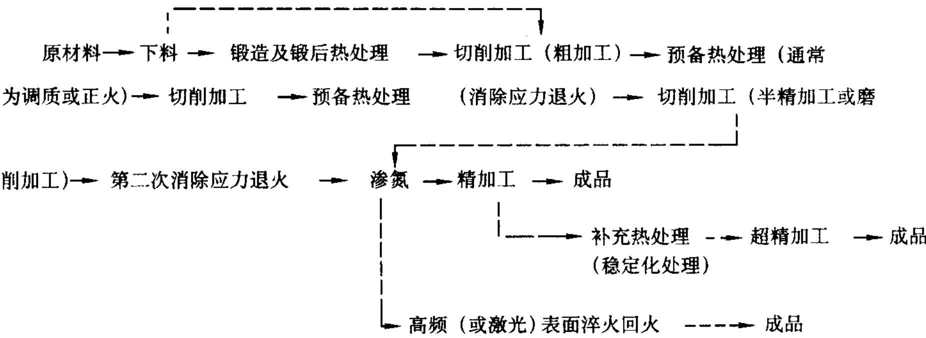
图 13.2-294　38CrMoAlA钢气体渗氮后的硬度梯度曲线
——渗氮 20 h，------渗氮 100 h，渗氮温度 525℃

4.3　渗氮钢工艺实践

渗氮钢的冶炼、加工与合金结构钢基本相同。由于钢中铝含量较高，冶炼和热加工较为复杂。容易产生冶金缺陷，容易形成裂纹和岩石状断口，非金属夹杂物较多，有明显的层状组织、偏析、脱碳等。随着科技的进步，上述问题已容易得到控制和解决。

渗氮钢不仅对钢的冶金质量要求严格，在零件制造过程中，对钢的工艺性能、工艺质量控制也十分重要。

渗氮零件，从原材料经过各种冷热加工到成品零件的整个工艺过程中，有许多道工序，热处理工序也有多次。在渗氮以前，需要经过严格的预备热处理，对于特别精密的零件，渗氮以后还有稳定尺寸精度的补充热处理。以 38CrMoAlA 钢制造的精密零件为例，其工艺路线可归纳为：



虚线表示工艺流程的变化，省略掉某些工序，要根据零件的具体情况而定，例如有些零件，下料后不必经过锻造。消除应力退火，也视零件的形状、精密程度而加减。渗氮后的热处理，也根据零件的技术要求不同而酌情改变。

表 13.2-509 为钢的调质工艺和力学性能。在进行性能对比时，一定要注意调质工艺参数和试样具体体积，例如毛坯尺寸大小等。

表 13.2-509 调质工艺和力学性能

钢 号	热 处 理	力学性能≥				备 注
		σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	A_{KV}/J	
38CrMoAl	940℃淬火，油或水冷，640℃回火，空冷	835	980	14	71	GB3077，试样毛坯尺寸 ϕ30 mm
34CrAlMo5	910～940℃淬火，油冷，570～650℃回火，空冷	590	785～980	14	47	DIN 17211，尺寸≤ϕ70 mm
41CrAlMo7	880～920℃淬火，油冷，570～650℃回火，空冷	735	930～1 130	12	39	DIN 17211，尺寸≤ϕ100 mm
		635	835～1 030	14	47	DIN 17211，尺寸 ϕ100～160 mm
Nitralloy A (Nitralloy 135)	920～950℃淬火，水或油冷，590～650℃回火，空冷	980	1 090	17.5		尺寸 ϕ25 mm
SACM645	880～930℃（控制气氛保护）淬火，油冷，620～680℃回火（<ϕ100 空冷，>ϕ100 油冷）	685	835	15	78	JIS G4202 229～285HB
38X2MIOA	930～950℃淬火，油冷，625～650℃回火，空冷	835	980	15	71	ГОСТ
34CrAlNi7	850～900℃淬火，油冷，580～660℃回火，油或空冷	590	785～980	13	47	DIN 17211，尺寸 ϕ70～250 mm

5 微合金非调质钢

机械制造行业大量使用碳素结构钢及合金结构钢制造机械零件。为使零件具有良好的综合力学性能，一般都要经过调质热处理（淬火并高温回火）。20 世纪 70 年代以来，为了节约能源、降低制造成本，各国相继开发出一系列不需要调质热处理的机械结构钢，即“微合金非调质钢”，简称“非调质钢”。微合金非调质钢传统的定义是非调质中碳微合金结构钢的简称，它是在中碳钢和中碳锰钢的基础上，通过添加微量 V、Ti、Nb 等微合金化元素和合理控制热变形工艺，使钢材不经过淬火、回火处理，在锻造或轧制状态就具有优良综合性能的一种新型结构钢。这样，就减少了热处理工序和热处理设备，避免了在热处理过程中产生变形或淬火裂纹所造成的废品，改善了劳动条件，并减少了热处理造成的污染，具有很好的经济效益和社会效益。

在这类新型钢种不断发展，应用领域不断扩大的过程中，各国，甚至同一国家不同生产厂，对这类新型钢种形成了许多不同的叫法。我国国家技术监督局于 1995 年发布了“GB/T 15712—1995 非调质机械构造钢”标准，规定这种钢的名称为“非调质机械构造钢”。该标准的定义为：是在中碳钢中添加微量合金元素（V、Ti、Nb 和 N 等），通过控温轧制（锻制）、控温冷却、在铁素体和珠光体中弥散析出碳（氮）化合物为强化相，使之在轧制（锻制）后不经调质处理，即可获得碳素结构钢或合金结构钢经调质处理后所达到的力学性能的钢种。这样的定义与 ISO 11692 的规定是一致的。它概括了这类钢中，用量最多的部分钢的特点：微合金化、控轧（锻）控冷、析出强化、铁素体和珠光体组织、非调质。

然而，随着需求的不断进步，微合金非调质钢也早已突破传统发展模式，不仅出现了低碳贝氏体和低碳马氏体型高强高韧非调质钢，得到了较广泛的工业应用，而且合金设计、有限元模拟和计算机控制等先进手段也运用到非调质钢的研究和生产过程中，微合金非调质钢制品有棒材、线材、板材和管材等，其制品的应用范围已包括载重货车、微型车、轿车、农用拖拉机、摩托车、机床、油田钻井、石油输送管线、模具、标准件、船板、建筑钢筋、炮弹和耐磨球等，微合金非调质钢的应用前景极为广阔。

5.1 非调质钢的分类

非调质钢包括的钢号很多，性能与用途各异，各国、各厂商分类方法也不尽相同。通常有以下几种分类方法。

1) 按加工工艺，可分为热锻微合金非调质钢；直接切削微合金非调质钢；冷作强化（冷加工）微合金非调质钢。

2) 按组织特征，可分为铁素体-珠光体微合金非调质钢；晶内铁素体微合金非调质钢；低碳贝氏体微合金非调质钢；低碳马氏体微合金非调质钢。

3) 按产品形状，可分为微合金非调质钢棒材；微合金非调质钢板材；微合金非调质钢管材；微合金非调质钢线材。

4）按性能特征，可分为高强度微合金非调质钢；高韧性微合金非调质钢；高强高韧微合金非调质钢；表面强化微合金非调质钢。

5）按切削加工性能，可分为易切削微合金非调质钢；对切削性能无特殊要求的微合金非调质钢。

我国在非调质钢开发初期，按加工工艺将其分为四类。现GB/T 15712—1995与ISO 11692基本一致，均按加工方法的不同，将非调质钢分为两类：

1）切削加工用微合金非调质钢，其中：

GB/T 15712—1995包括6个牌号：YF35V，YF40V，YF45V，YF35MnV，YF40MnV，YF45MnV。牌号中YF表示易切削微合金非调质钢。

ISO 11692包括5个牌号：19MnVS6TP，30MnVS6TP，38-MnVS6TP，46MnVS6TP，46MnVS3TP。

2）热压力加工用微合金非调质钢，其中：

GB/T 15712—1995包括3个牌号：F45V，F35MnVN，F40MnV。牌号中F表示热锻用微合金非调质钢。

ISO 11692包括5个牌号：19MnVS6，30MnVS6，38-MnVS6，46MnVS6，46MnVS3。

由此可见，我国所开发的四类非调质钢中，有两类已纳入标准。还有两类非调质钢暂未纳入标准，但已鉴定转产，具有广泛应用前景。这两类微合金非调质钢，一是冷作强化微合金非调质钢，以LF表示；另一类是高强度高韧性微合金非调质钢，以GF表示。

5.2 非调质钢的特点

微合金非调质钢与传统的、经调质处理后使用的机械结构钢相比较，其化学成分、生产工艺、力学性能、工艺性能和技术经济等方面均有其特点。

5.2.1 非调质钢化学成分的特点

在化学成分上，非调质钢的特点如下。

1）均含有微合金化元素　正是这些微合金化元素的存在，才能使这种钢在轧制（锻制）状态下，就具有一般机械结构钢经调质处理后才能达到的性能。所用微合金化元素种类很多，有V、Ti、Nb、B等。但最常用的是V，通常V含量（质量分数）在0.06%～0.13%。

2）均含有一定量的锰元素　在铁素体-珠光体钢中，Mn可以使珠光体量增多，可以降低珠光体的形成温度，细化珠光体片间距，提高钢的强度；Mn有促进VN和VC溶解，降低VC固溶温度的作用。因此，在非调质钢中均含有质量分数为0.60%～1.00%或1.00%～1.50%的Mn。当Mn含量超过1.50%～1.60%时，将促进贝氏体组织的形成。所以，具有贝氏体组织的非调质钢，其Mn含量均较高。

3）易切削微合金非调质钢中，均含有质量分数为0.035%～0.075%的S。

5.2.2 非调质钢生产工艺的特点

非调质钢的生产工艺与碳素结构钢及合金结构钢的生产工艺基本一样，并不复杂。但其生产工艺又具有某些特点。

1）冶炼　V、Ti、Nb等微合金化元素与氧均具有较强的亲和力。为了提高微合金添加剂（特别是V和Ti）的收得率，冶炼非调质钢时，均要充分脱氧，然后再进行合金化。

N对轧制（锻制）状态下直接使用的、含V非调质钢的性能有着重要的影响。冶炼装备和方法的不同，将导致钢中N含量的变化。因此，保证钢中含有稳定和适量的N，对控制非调质钢的性能是十分重要的

2）轧制（锻制）　微合金化与控制轧制（锻制）、控制冷却相结合，才能充分发挥微合金化元素的作用，才能达到最佳的强韧化效果。对于轧制（锻制）并经切削加工后使用的非调质钢来说，轧制（锻制）工艺将决定零件的最终性能。

5.2.3 非调质钢力学性能的特点

通过选择不同的化学成分和相应的轧制（锻制）工艺，非调质钢可以具有与碳素结构钢及合金结构钢调质后一样的强度。虽然其韧性稍差，但在采取某些软化措施后，也已可以达到相应的韧性水平。

与调质状态使用的机械结构钢相比，非调质钢对尺寸（体积）效应不敏感，使其力学性能，尤其是硬度值在零件截面上的分布比较均匀，对零件的工艺性能和使用性能具有一定的影响，这一点对于大型零部件来说尤为可贵和重要。

5.2.4 非调质钢工艺性能的特点

1）良好的切削加工性能　在硬度相同的情况下，具有铁素体-珠光体组织的非调质钢，其切削加工性能比具有高温回火马氏体组织的调质机械结构钢好。

对于需要钻深孔的零件来说，非调质钢的表层与心部的硬度大致一样，而调质钢机械结构钢的心部硬度较低，故深钻孔加工性，非调质钢比调质钢稍差。

在不降低或极少降低钢的强韧性的情况下，为了进一步改善非调质钢的切削加工性能，可适量单独添加某种易切削元素，例如S或Pb以及Ca、Te、Se等，或者复合添加这些元素。我国的易切削非调质钢，大多都添加一定数量的S或S、Ca。

2）良好的表面强化特性　非调质钢具有良好的高、中频感应加热淬火特性。

与同等强度级别的调质钢相比，在同样氮化和软氮化工艺条件下，非调质钢的渗层可以得到更高的硬度，更深的渗层深度，氮化处理后，心部硬度也不降低。

5.2.5 非调质钢的技术经济特点

在机械厂，采用调质与非调质钢制造各类机械零件时，生产工序的比较见表13.2-510。可见，采用非调质钢制造零件，与调质钢相比，最大的不同就是省去了热处理工序。非调质钢的技术经济优势主要表现在以下方面：

表13.2-510　微合金非调质钢和调质钢工艺流程比较

主要工艺流程	
热压力加工工艺	调质钢工艺：轧材—锻造—调质—切削—零部件成品
	非调质钢工艺：轧材—锻造—切削—零部件成品
直接切削加工工艺	调质钢工艺：轧材—调质—切削或拉拔—零部件成品
	非调质钢工艺：轧材—切削或拉拔—零部件成品
冷成形加工工艺	调质钢工艺：轧材—退火—拉丝—冷镦—调质—电镀—零部件成品
	非调质钢工艺：轧材—拉丝—冷镦—电镀—零部件成品

1）节减能耗　据统计，采用非调质钢锻件制造零部件，每吨可节约电能750～1 000 kW·h，或节约煤气420～810 m^3；采用冷作强化非调质钢，由于省去了调质和冷拔前退火两道热处理工序，每吨钢可节约电能2 500 kW·h。

2）减少环境污染　微合金非调质钢取消了调质工序，因而省去了淬火、回火过程以及冷拔材冷拔前的酸洗过程带来的污染。微合金非调质钢被公认为环境保护材料，被称为“绿色钢材”。

3）提高零部件质量　零部件由于取消了调质工序，使得在调质过程中产生的变形、开裂、烧损氧化、淬透性不足以及矫直过程引起的大量残余应力等状况大为改善，大幅度提高了零件的使用寿命。

4）降低生产成本　由于生产工序的减少，使微合金非调质钢的生产成本大为降低。英国Austin Rover公司采用微

合金非调质钢 Vandard 925 制造 1 275 mL 发动机曲轴，比采用 Mn-Mo 合金钢调质曲轴，材料和加工成本降低 39%。欧洲的 Volkswagen 汽车制造厂采用 27MnSiVS6 制造连杆，总成本降低 10%。

5）缩短生产周期，提高劳动生产率　采用微合金非调质钢制造零部件，一般可缩短生产周期约 15%。例如，采用微合金非调质钢生产花键轴，可使原来的 14 道生产工序减少至 10 道，生产周期缩短 20% ~ 25%，有效提高劳动生产率。

6）提高材料利用率　由于微合金非调质钢省去了调质工序，可减小零件的加工余量，用料尺寸减小，材料利用率约可提高 10%。

7）省去热处理场地、设备投资和维护费以及人力费用。

8）我国的 V、Ti、Nb 等微合金元素资源丰富，发展微合金非调质钢符合我国资源优势和可持续发展战略要求。

5.3　非调质钢的合金化

非调质钢的化学成分，是在 C-Mn 结构钢成分的基础上，再添加 V、Nb、Ti、Al 和 B 等微合金化元素，有的还增加 Si 或加入适量的 Cr、Ni、Cu 等其他合金元素。与其他微合金钢一样，非调质钢中的合金元素也可分为两类：一类是影响相变的合金元素，例如 Mn、Mo、Cr 等，通过降低相变温度，细化晶粒，并细化相变过程中或相变后析出的微合金碳氮化物；另一类是形成碳化物和氮化物的微合金化元素，例如 V、Nb、Ti 等，根据它们在钢中存在形式的不同，将对非调质钢的性能产生不同的影响。

5.3.1　钒、铌、钛在非调质钢中存在的形式

V、Nb、Ti 这三种微合金化元素，均以化合物和固溶状态存在于非调质钢中。这三种微合金化元素均与 C、N 相结合的化学亲和力都较强，均属强碳化物、氮化物形成元素。由于其碳化物与氮化物属同一晶型，且点阵常数相差很小，所以，它们的碳化物与氮化物往往是互相固溶的。若不考虑 C、N 原子的间隙缺位，则它们的化学式可写成 $MC_xN_{(1-x)}$，其中 M 代表碳氮化物形成元素。

表 13.2-511 给出了 V、Nb、Ti 碳化物、氮化物的点阵常数。由于 C、N 原子缺位状况的不同，其晶格常数往往是在一定范围内波动的。V、Nb、Ti 化合物与基体的位向关系均符合 Baker-Nuting 关系。

表 13.2-511　钢中 V、Nb、Ti 碳化物、氮化物的点阵常数

nm

化合物	VC	TiC	NbC	VN	TiN	NbN
点阵常数	0.419 0	0.432 85	0.447 02	0.409 0	0.424 0	0.439 0

非调质钢中沉淀粒子形状以颗粒状的占绝大多数，呈盘状或小片状的少见。其分布多呈弥散分布，少部分呈点列状分布。

常用的 V、Ti、Nb 碳化物、氮化物，以及 Al 的氮化物在奥氏体中固溶度积公式如下：

$$\lg[Nb]\cdot[C]=2.96-7\,510/T$$
$$\lg[Nb]\cdot[N]=2.89-8\,500/T$$
$$\lg[V]\cdot[C]=6.72-9\,500/T$$
$$\lg[V]\cdot[N]=3.40-8\,330/T$$
$$\lg[Ti]\cdot[C]=2.75-7\,000/T$$
$$\lg[Ti]\cdot[N]=0.32-8\,000/T$$
$$\lg[Al]\cdot[N]=1.79-7\,184/T$$
$$\lg([Ti][N])=5.90-16\,586/T$$

式中，[Nb]、[C]、……、[N] 为处于固溶状态各元素的质量分数，%；T 热力学温度。

根据上述公式计算出的各种微合金碳化物、氮化物固溶度积与温度的关系见图 13.2-295。可见，TiN 具有最小的固溶度积；其他各种氮化物（VN 除外）具有比较接近的固溶度积，比 TiN 的固溶度积约大两个数量级；各种碳化物（VC 除外）及 VN 的固溶度也很接近，且比上述氮化物的固溶度积约大一个数量级；VC 具有最大的固溶度积，比上述碳化物的固溶度积还要大约两个数量级。

图 13.2-296 为碳含量对 V、Nb、Ti 在奥氏体中固溶温度的影响。图中 V、Nb、Ti 含量均为 0.05%（质量分数）。可见，随着碳含量的增加，V、Nb、Ti 化合物的溶解温度均提高，但 V 化合物的变化幅度不大。Mn 却可增加 VN 和 VC 在奥氏体中的溶解度，并使 V 的固溶温度降低。

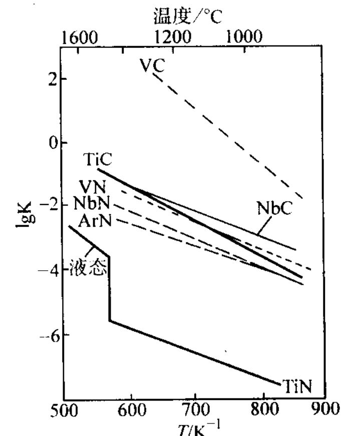


图 13.2-295　各种微合金碳化物、氮化物在奥氏体中的溶解度

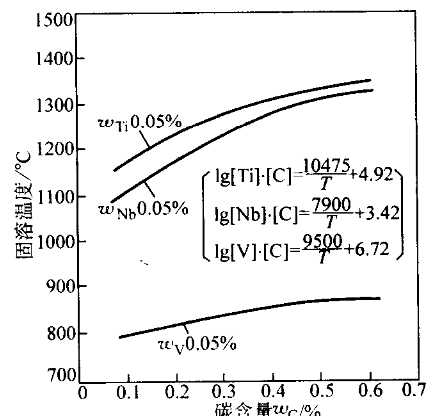


图 13.2-296　碳含量对 V、Nb、Ti 在奥氏体中固溶温度的影响

5.3.2　钒、铌、钛在非调质钢中的作用

1）阻止晶粒长大　非调质钢在锻造或轧制前加热和均热时，未溶解的微合金碳氮化物质点通过质点钉扎晶界机制，阻止晶粒长大。V、Nb、Ti 及 Al 对 C-Mn 钢再加热时奥氏体晶粒长大的影响见图 13.2-297。可见，在通常的热处理加热时，V 具有阻止晶粒长大的作用，但对锻造或轧制加热时的晶粒长大没有阻止作用。Nb 化合物阻止奥氏体晶粒长大的作用可达 1 150℃。由固态下高温析出的、弥散分布的 TiN，对阻止奥氏体晶粒长大最为有效，含 Ti 非调质钢加热至 1 250℃，仍具有较细的奥氏体晶粒。

2）阻止奥氏体形变再结晶　在锻造和轧制过程中，通过应变诱导，析出的 Nb、Ti、V 的碳氮化物沉淀在晶界和位错上，起钉扎作用，从而阻止了再结晶和位错的运动，抑制再结晶过程的进行。V、Nb、Ti 对 C-Mn 钢再结晶终止温度的影响见图 13.2-298。可见，Nb 阻止奥氏体回复、再结晶的

作用最强烈，Ti次之。在高温奥氏体区，Nb以固溶原子的拖曳作用为主，在较低温度的奥氏体区，以应变诱导析出和未溶的Nb（C，N）粒子对晶界的钉扎作用为主。

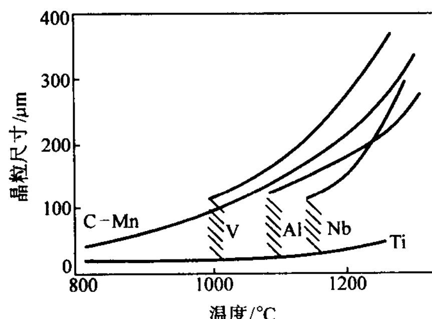


图 13.2-297 含不同微合金元素 C-Mn 钢的奥氏体晶粒长大特征

钢的基本成分（质量分数）(%):
C0.04,Mn1.4
道次形变量:10%～15%

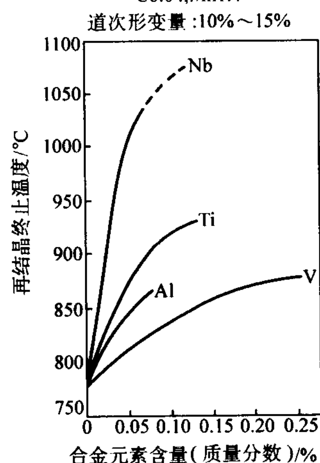


图 13.2-298 V、Nb、Ti和Al对C-Mn钢再结晶终止温度的影响

3）沉淀强化　沉淀强化是非调质钢与其他机械结构钢在强化方面的不同之处。在 w_C0.45%钢中，加入V、Nb元素，其碳氮化物沉淀强化导致屈服强度增加的规律见图13.2-299。对于添加了V、Nb、Ti元素的S45C钢，其加热温

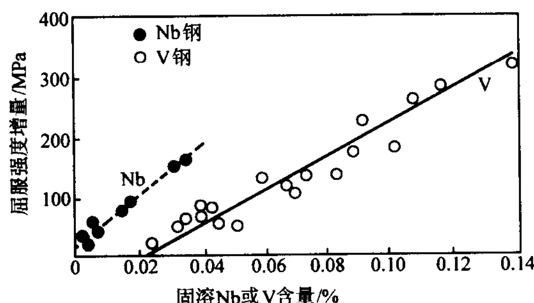


图 13.2-299 0.45%C钢中Nb、V化合物沉淀强化引起屈服强度的增加

度对沉淀强化效果的影响见图13.2-300。由于NbC的晶格常数（0.477 nm）比VN的晶格常数（0.415 nm）及VC的晶格常数（0.416 nm左右）都要大，因而Nb的沉淀强化效果较大。但是，只有溶入奥氏体的Nb，并在冷却过程中析出，才会有上述效果。由图13.2-299可见，在通常的锻造和轧制加热温度（1 000～1 250℃）下，V具有明显的强化效果。在锻造加热时，如果能够严格控制一定数量的Nb不溶解，以Nb（C，N）质点的形式存在，起细化奥氏体晶粒的作用；一定数量的固溶Nb在冷却时析出，产生沉淀强化效应，这将十分有利于钢的强化。但在实际生产中，加热温度往往是波动的，这将导致性能的变化，见图13.2-301。因此，在非调质钢中多采用单独添加V或以添加V为主，同时添加Ti、Nb的复合微合金化。

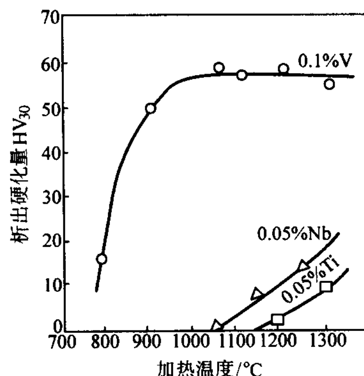


图 13.2-300 加热温度对沉淀强化量的影响

沉淀强化量 =（S45C + V，Nb，Ti的硬度）－（S45C的硬度），加入条件：T,℃ × 10 min，冷却速度：50℃/min

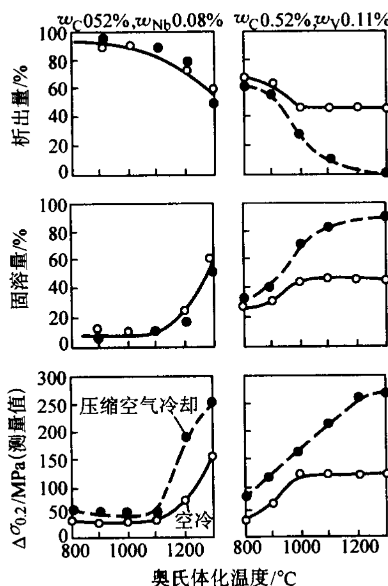


图 13.2-301 屈服强度的增量与V、Nb的溶解量和析出量（0.5 h）

4）改变钢的组织　钢中加入V、Nb、Ti等强碳化物形成元素，固定钢中一部分C、N，这将影响钢中铁素体与珠光体的相对量，并改变铁素体的分布和铁素体的形态。

固溶于奥氏体中的V和Nb，提高过冷奥氏体稳定性，降低转变温度，使珠光体团变小，珠光体碎化，片间距减小，从而对钢的性能产生影响。

5）复合微合金化　复合微合金化是当今微合金钢的发展趋势，也是进一步提高非调质钢强韧性的有效途径之一。

通常将Ti与其他微合金化元素复合使用，发挥不同微合金化元素各自的作用，得到强韧性配合良好的非调质钢。Nb-V复合加入时的强度比单独加Nb的高，同时可使晶粒进一步细化，有利于韧性的改善。

5.3.3 其他合金元素在非调质钢中的作用

1）N　N在非调质钢中的作用，主要是加强沉淀强化效果及细化晶粒。含V钢中添加N，其沉淀强化的作用明显提高。N含量（质量分数）从 50×10^{-6} 增加到 250×10^{-6} 时，钢的屈服强度提高100～150 MPa，即 10×10^{-6} 的N提高钢的

屈服强度约5 MPa。随条件的不同，N的作用大小也不会相同，但增加含V非调质钢中的N含量，对提高钢的强度，特别是提高屈服强度的作用是明显的。

提高钢中N的含量，使碳氮化物的析出范围扩大，提高了微合金化元素的有效作用，以较少的微合金化元素就能获得同等的力学性能。例如N的含量（质量分数）从30×10^{-6}增至120×10^{-6}时，V含量（质量分数）可以从0.12%降至0.07%。含V钢中加入适量的N可节约V的用量。

V和N同时存在时，既具有明显的沉淀强化效果，又具有一定的韧化作用。

2）Mn　Mn是提高非调质钢强度，改善其韧性的重要合金元素。非调质钢中的Mn，通过多种途径影响其组织和性能。

Mn是弱碳化物形成元素，在钢中主要以固溶的形式存在，室温下固溶于铁素体中，部分进入渗碳体中取代一部分Fe原子，形成合金渗碳体。

固溶的Mn具有较强的固溶强化效果，但Mn含量（质量分数）低于0.8%时，其强化效果不明显。Mn是扩大铁的γ相区的合金元素。增加钢中Mn的含量，将降低钢的共析成分碳的含量，导致珠光体量的增多，提高钢的强度；增加钢中Mn的含量，将降低钢的相变温度，减缓奥氏体向珠光体的转变温度，提高淬透性，并能细化铁素体晶粒、珠光体团并减少珠光体片间距，提高钢的强度。图13.2-302为Mn含量对钢的强度的影响。

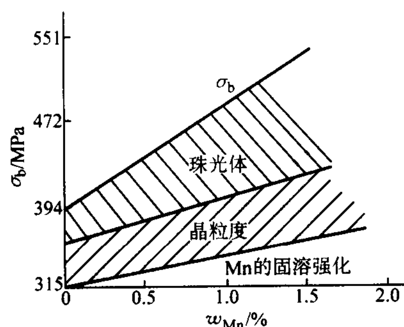


图13.2-302　非调质钢中Mn的强化作用

此外，Mn的存在，还可以提高含V钢中VC和VN在奥氏体中的溶解度，为其在铁素体中的析出准备条件。同时Mn有利于细化析出物的尺寸，增加沉淀析出物的体积分数，增加V的强化效果。

增加非调质钢中Mn含量的细化效果可有效地改善钢的韧性，但同时珠光体体积分数的提高将降低钢的韧性。两种效果相反因素综合作用的结果，使之在不同的条件下，Mn对钢的韧性表现出不同的影响。非调质钢设计时，通常采用降低钢中C的含量，增加钢中Mn的含量，以提高钢的韧性。图13.2-303为Mn含量对非调质钢韧性的影响。

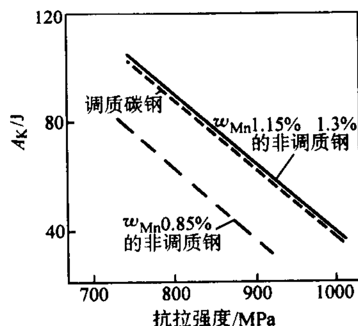


图13.2-303　Mn含量对非调质钢韧性的影响

当Mn含量（质量分数）超过1.5%～1.6%时，有促进钢贝氏体化的作用，因此，对于具有铁素体-珠光体组织的非调质钢，其Mn含量一般不大于1.5%，但对于低碳贝氏体非调质钢，其中均含有较多数量的Mn。

3）Si　Si在钢中不形成碳化物。在具有铁素体-珠光体组织的非调质钢中，Si的综合强化效果低于Mn。非调质钢中加入0.5%～0.7%（质量分数）的Si有利于改善钢的韧性，高于0.7%，则强度增加，韧性下降。一般认为，添加Si能增加钢中铁素体体积分数，并使晶粒细化，因而有利于提高韧性。

Si增加铁素体冷变形硬化率的作用很强，使钢的冷加工困难。对于冷作强化非调质钢，应在可能的范围内，尽量降低Si的含量。

4）Cr、Ni　Ni是非碳化物形成元素。Ni以固溶形式存在于钢中，但只有弱的强化作用。出于经济方面的考虑，非调质钢中很少添加Ni。

Cr不仅能使C曲线明显地右移，而且使其分为珠光体和贝氏体转变两个部分。Cr、Ni、Mn和Mo适当搭配，同时加入钢中，可显著地推迟珠光体转变，使钢易获得贝氏体组织。在较高强度的非调质钢中，有时加入0.1%～0.2%的Cr（质量分数）。

5）Mo、B　Mo存在于钢的固溶体和碳化物中，有固溶强化作用，并可提高钢的淬透性。微量B就可显著提高钢的淬透性，可替代部分稀缺或贵重的合金元素。Mo和B都对珠光体转变有显著的推迟作用，而对贝氏体转变的影响较小。Mo和B是具有贝氏体组织非调质钢的基本添加元素。为了降低生产成本，还开发出一些含B，但无Mo的贝氏体钢。

6）S、Pb、Ca　为改善非调质钢的切削加工性能，在不损害塑性和韧性的条件下，可加入适量S、Pb、Ca等易切削元素。

S在一定的条件下还可提高钢的韧性。S与Mn相结合形成MnS，可以阻止奥氏体晶界移动；在一定的冶炼条件下，MnS成为V化合物的结晶核心，形成晶内铁素体（见图13.2-304），细化晶粒，可有效地提高铁素体-珠光体型非调质钢的韧性，见图13.2-305。

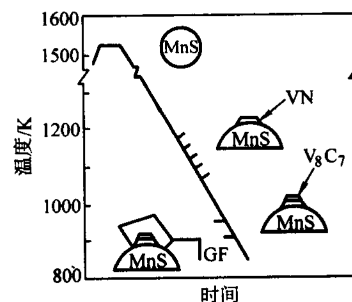


图13.2-304　S对晶内铁素体形成的影响

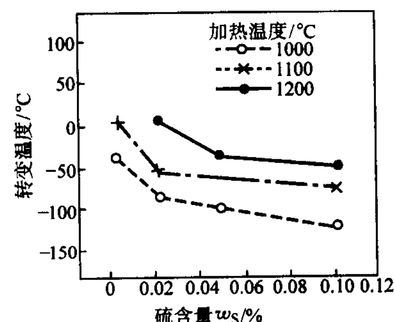


图13.2-305　S含量对非调质钢韧脆转变温度的影响

5.4 常用非调质钢

5.4.1 各国非调质钢的牌号、成分和力学性能

（1）ISO（表 13.2-512）

表 13.2-512 国际标准 ISO 微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能					备注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
19MnVS6	0.15~0.22	≤0.80	1.20~1.60	≤0.035	0.020~0.060	0.08~0.20	—	—	—	≥390	600~750	≥16	≥32		热锻用
35MnVS6	0.26~0.33	≤0.80	1.20~1.60	≤0.035	0.020~0.060	0.08~0.20	—	—	—	≥450	700~800	≥14	≥30		热锻用
38MnVS6	0.34~0.41	≤0.80	1.20~1.60	≤0.035	0.020~0.60	0.08~0.20	—	—	—	≥520	800~950	≥12	≥25		热锻用
46MnVS6	0.42~0.49	≤0.80	1.20~1.60	≤0.035	0.020~0.060	0.08~0.20	—	—	—	≥580	900~1 050	≥10	≥20		热锻用
46MnVS3	0.42~0.49	≤0.80	0.60~1.00	≤0.035	0.020~0.060	0.08~0.20	—	—	—	≥450	700~850	≥14	≥30		热锻用

（2）中国（表 13.2-513）

表 13.2-513 中国微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	B	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
F45V	0.42~0.49	0.20~0.40	0.60~1.00	≤0.035	≤0.035	0.06~0.13				≥440	≥685	≥15	≥40	≥32	≤257	685 MPa 级，热锻用
F35MoVN	0.32~0.39	0.20~0.40	1.10~1.50	≤0.035	≤0.035	0.06~0.13		N≥0.0090		≥490	≥785	≥15	≥40	≥39	≤269	785 MPa 级，热锻用
F40MnV	0.37~0.44	0.20~0.40	1.00~1.50	≤0.035	≤0.035	0.06~0.13				≥490	≥785	≥15	≥40	≥36	≤275	785 MPa 级，热锻用
F40MnV（Ti）	0.37~0.43	0.20~0.40	1.20~1.50	≤0.040	≤0.040	0.08~0.15		适量		≥490	≥785	≥15	≥40	≥39		785 MPa 级，热锻用
GF40Si-MnVS	0.35~0.45	≤0.70	≤1.50	≤0.040	≤0.080	≤0.20				≥540	≥885	≥15	≥40	≥47		885 MPa 级，高韧性热锻用
GF32Mn2SiV	0.29~0.35	0.30~0.60	1.50~1.80	≤0.035	≤0.035	0.07~0.12				≥540	≥830	≥15	≥40	≥47		830 MPa 级，高韧性热锻用
YF35V	0.32~0.39	0.20~0.40	0.60~1.00	≤0.035	0.035~0.075	0.06~0.13				≥390	≥590	≥18	≥45	≥47	229	585 MPa 级，易切削用
YF35MnV	0.32~0.39	0.30~0.60	1.00~1.50	≤0.035	0.035~0.075	0.06~0.13				≥440	≥685	≥17	≥40	≥37	257	685 MPa 级，易切削用
YF40V	0.37~0.44	0.20~0.40	0.60~1.10	≤0.035	0.035~0.075	0.06~0.13				≥420	≥640	≥16	≥35	≥37	218~269	640 MPa 极，易切削用
YF45V	0.42~0.49	0.20~0.40	0.60~1.00	≤0.040	0.035~0.075	0.06~0.13				≥440	≥685	≥17	≥40	≥35	257	685 MPa 级，易切削用
YF40MnV	0.37~0.44	0.30~0.60	1.00~1.50	≤0.040	0.035~0.075	0.06~0.13				≥490	≥785	≥15	≥40	≥32	275	785 MPa 级，易切削用
YF45MnV	0.42~0.49	0.30~0.60	1.00~1.50	≤0.035	0.035~0.075	0.06~0.13				≥490	≥785	≥15	≥40	≥28	285	785 MPa 级，易切削用
LF20Mn2	0.16~0.22	0.30~0.60	1.35~1.75	≤0.030	≤0.030	适量		适量		≥640	≥800	≥12		≥24	232~298	8.8 级螺栓，冷作强化用
LF10MnSiTi	0.06~0.12	0.50~0.80	1.40~1.70	≤0.030	≤0.030			0.06~0.12			800~950	≥12				8.8 级螺栓，冷作强化用
LF18Mn2V	0.15~0.20	0.35~0.68	1.35~1.75	≤0.030	≤0.030	0.04~0.07		适量		≥720	≥900	≥10				9.8 级螺栓，冷作强化用
LF10Mn2VTiB	0.09~0.13	0.17~0.37	1.9~2.4	≤0.030	≤0.030	0.08~0.12		0.04~0.08	0.001~0.005	900~1 250	1 000~1 300	≥9	≥40			10.9 级螺栓，冷作强化用
25MnSiV（Ti）	0.22~0.30	0.60~0.90	1.20~1.60	≤0.04	≤0.04	0.07~0.13		0.01~0.03		≥490	≥640	≥18		≥36		矿用支护钢用
FG20	0.13~0.22	0.50~1.00	1.80~2.30	≤0.04	≤0.04	0.50~0.20	0.50~1.00	0.01~0.03	Mo: 0.15~0.25		≥970	≥12	≥40	≥60		抽油杆用
25Si2V	0.15~0.30	0.10~0.30	1.50~3.00	≤0.04	≤0.04	0.05~0.20		0.01~0.03		≥1 350	≥1 570	≥5				钢筋用
12Mn2VB	0.09~0.16	0.30~0.60	2.20~2.65	≤0.04	≤0.04	0.06~0.12			0.001~0.004	≥490	≥685	≥17	≥45	63		B 型
20Mn2VS	0.15~0.20	0.35~0.65	1.35~1.75	≤0.03	≤0.05	0.04~0.07		0.01~0.04		≥400	630~730	≥22	≥55	144	211~214	冷作强化用
25Mn2VS	0.27	0.53	1.43	0.017	0.060	0.08		0.02		570	770	23	61	112		冷作强化用
30Mn2VS	0.29	0.54	1.52	0.023	0.041	0.12		0.02		670	860	20	60	80	227	冷作强化用

(3) 德国（表 13.2-514）

表 13.2-514　德国微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能					备　注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
49MnVS3	0.42～0.50	≤0.60	0.60～1.00	≤0.035	0.045～0.065	0.08～0.13				≥450	750～900	≥8	≥20	15	热锻用
38MnSiVS5	0.35～0.40	0.50～0.80	1.20～1.50	≤0.035	0.040～0.070	0.08～0.13		适量		≥550	820～1 000	≥12	≥20		热锻用
44MnVS6	0.42～0.47	0.50～0.80	1.30～1.60	≤0.035	0.02～0.035	0.10～0.15				≥600	950～1 100	10	20		易切削、热锻用
42MnVS3	0.42	0.07	0.70		0.025	0.06					≥700			≥27	易切削、热锻用
27MnSiV6	0.25～0.30	0.50～0.80	1.30～1.60	≤0.035	0.03～0.05	0.08～0.13				≥500	800～950	14	30		热锻用
24MnSiV5	0.23	0.65	1.34	0.011	0.006	0.14	0.19	0.03		515	788	24	63		冷作强化用

(4) 法国

1) 法国微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能（表 13.2-515）

表 13.2-515

钢种	化学成分（质量分数）/%								力学性能					备　注
	C	Si	Mn	P	S	V	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
METASA FE1000	0.35～0.50	0.10～0.40	1.30～2.00	≤0.03	≤0.015	0.12	N: 0.03	0.06		≥1 000				
METASA FE900	0.25～0.30	0.10～0.40	1.30～2.00	≤0.015	≤0.015	0.12	N: 0.03	0.06		850～1 000				
METASA FE800	0.15～0.25	0.10～0.40	1.30～2.00	≤0.03	≤0.015	0.12			0.06		≥800			

2) 法国东部优质钢公司微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能					备　注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
S800	0.21	0.33	1.85	0.012	0.034	0.060	0.16		0.072	524	758	19	57	237	
120M19	0.18	0.18	1.80	0.013	0.035		0.21			496	728	18	48	212	
S1000	0.47	0.36	1.55	0.012	0.022	0.120	0.14		0.065	743	1 005	13	39	306	
150M36	0.44	0.23	1.53	0.015	0.031		0.18			659	1 008	13	36	294	
U1000	0.47	0.22	1.32	0.013	0.048	0.140		Pb: 0.19	Se: 0.085	726	1 008	12	29	314	
F1200	0.22	0.57	1.72	0.031	0.015	0.079	2.00	Ni: 1.22	Cu: 1.67	1 055	1 185	8	29	366	

(5) 瑞典（表 13.2-516）

表 13.2-516　瑞典微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%								力学性能					备　注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	HB	
V-2905	0.35～0.40	0.15～0.40	1.0～1.5	≤0.035	0.04～0.06	0.07～0.10	≤0.20	0.07～0.12	0.07～0.12	≥500	750～900	≥12		230～275
V-2906	0.43～0.47	0.15～0.40	0.6～0.8	≤0.035	0.04～0.06	0.07～0.10	≤0.20							
V-2907	0.46～0.52	0.15～0.40	0.6～0.8	≤0.035	0.04～0.06	0.07～0.10	0.20～0.40	0.07～0.10						

(6) 英国（表 13.2-517）

表 13.2-517 英国微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能					备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	A_K/J	HB	
Vanard 850	0.32 ~ 0.37	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥540	770 ~ 930	≥18	≥20	233 ~ 277	热锻用
Vanard 925	0.37 ~ 0.42	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥600	850 ~ 1 000	≥16	≥20	248 ~ 302	热锻用
Vanard 1000	0.42 ~ 0.47	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.10 ~ 0.15				≥650	970 ~ 1 080	≥12	≥15	269 ~ 331	热锻用
Vanard -1100										≥700	1 000 ~ 1 160	≥8	≥32	293 ~ 352	热锻用
BryaaV -850	0.32 ~ 0.37	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥580	770 ~ 930	≥18	≥10	223 ~ 277	热锻用，ϕ25 mm
BryaaV -850	0.37 ~ 0.42	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥500	770 ~ 930	≥15	≥30	233 ~ 277	热锻用，ϕ25 ~ 100 mm
BryaaV -920	0.37 ~ 0.42	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥600	850 ~ 1 000	≥16	≥28	248 ~ 302	热锻用，ϕ25 mm
BryaaV -920	0.42 ~ 0.47	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥530	850 ~ 1 000	≥14	≥25	248 ~ 302	热锻用，ϕ25 mm ~ 100 mm
BryaaV -1000	0.42 ~ 0.47	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.08 ~ 0.13				≥625	930 ~ 1 080	≥10	≥20	269 ~ 331	热锻用，ϕ25 mm
BryaaV -1000	0.45 ~ 0.50	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.050	0.10 ~ 0.15				≥625	930 ~ 1 080	≥10	≥20	269 ~ 331	热锻用，ϕ25 mm ~ 100 mm

(7) 前苏联（表 13.2-518）

表 13.2-518 前苏联微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能					备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
30XГФЪ	0.3	0.55	1.0		0.007	≤0.2	0.6		≤0.19	645	918			108	
30XГФТ	0.3	0.55	1.0		0.007	≤0.2	0.6	≤0.17							
30XГЭТ	0.3	0.55	1.0		0.007		0.6	≤0.17	≤0.19						

(8) 意大利（表 13.2-519）

表 13.2-519 意大利微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能					备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	
HVD80SL	0.41～0.48	0.15～0.35	0.60～1.00	≤0.035	0.02～0.04	0.08～0.13			0.04～0.06	≥500	≥800	≥15	≥35	≥16	
HVD90SL	0.48～0.54	0.20～0.35	0.80～1.10	≤0.035	0.02～0.04	0.08～0.13		0.04～0.06		≥550	≥900	≥12	≥30	≥13	
KSL103	0.35	0.34	1.29	0.020	0.015		1.32	0.06	0.073	800	955～1 085			30～64	
HV80	0.38～0.45	0.25～0.30	0.7～1.0	0.014	0.017～0.037	0.078	0.1～0.2	N：0.006～0.014							
HV90	0.46～0.52	0.25～0.30	0.7～1.0	0.015	0.017～0.037	0.011	0.1～0.2	N：0.006～0.014							
HV100	0.48～0.52	0.25～0.30	1.2～1.5		0.017～0.037		0.1～0.2								

(9) 美国（表 13.2-520）

表 13.2-520 美国微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
MA-250	0.30～0.35		1.35～1.65			0.08～0.12									229～269	热锻用
MA-275	0.35～0.40		1.35～1.65			0.08～0.12									225～302	热锻用
MA-300	0.45～0.50		1.35～1.65			0.12～0.17									285～341	热锻用

(10) 日本（表 13.2-521）

表 13.2-521

1) 日本爱知钢铁公司微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
SVd43	0.40～0.46	0.15～0.35	0.70～1.00			适量	0.15～0.25			≥440	≥685	≥20～16	≥35～30	≥31	192～255	685 MPa 级，易切削、热锻用[①]
SVd45	0.42～0.48	0.15～0.35	0.70～1.00			适量	0.15～0.25			≥440	≥735	≥16	≥30	≥31	201～269	685 MPa 级，易切削、热锻用
SVd45										548	822	22.8	46.9	50	235	685 MPa 级，易切削、热锻用，ϕ34 mm
SVd45										554	857	21.4	44.9	49	241	685 MPa 级，易切削、热锻用，ϕ40 mm
SVd45										523	829	21.2	43.7	42	241	685 MPa 级，易切削、热锻用，ϕ50 mm
SVd45										510	800	22.8	44.9	48	235	685 MPa 级，易切削、热锻用，ϕ65 mm

续表 13.2-521

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
SVd45										516	784	23.2	46.9	46	223	685 MPa级，易切削、热锻用，ϕ80 mm
SVd45										510	793	20.2	39.4	42	217	685 MPa级，易切削、热锻用，ϕ95 mm
SVd48	0.45 ~ 0.51	0.15 ~ 0.35	0.70 ~ 1.00			适量	0.15 ~ 0.25			≥ 490	≥785 ~ 765	≥14	≥25	≥ 31	207 ~ 269	685 MPa级，易切削、热锻用①
SVd50	0.47 ~ 0.53	0.15 ~ 0.35	0.70 ~ 1.00			适量	0.15 ~ 0.25			≥490	≥785	≥14	≥25	≥24	212 ~ 277	785 MPa级，易切削、热锻用
SVd50										563	871	19.5	40.5	35	247	785 MPa级，易切削、热锻用，ϕ34 mm
SVd50										574	877	18.3	39.9	33	251	785 MPa级，易切削、热锻用，ϕ40 mm
SVd50										533	848	20.6	40.6	41	239	785 MPa级，易切削、热锻用，ϕ50 mm
SVd50										523	820	22.1	42.7	42	239	785 MPa级，易切削、热锻用，ϕ65 mm
SVd50										538	832	22.7	44.9	41	240	785 MPa级，易切削、热锻用，ϕ80 mm
SVd50										516	798	20.0	38.1	40	227	785 MPa级，易切削、热锻用，ϕ95 mm
SVd53	0.50 ~ 0.56	0.15 ~ 0.35	0.70 ~ 1.00			适量	0.15 ~ 0.25			≥490	≥785	≥12	≥20	≥24	229 ~ 293	785 MPa级，易切削、热锻用

① ϕ20 ~ 75 mm/ϕ80 ~ 160 mm。

2）日本大同特殊钢公司微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备 注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
MM35																685 MPa级，易切削用
MM40	0.40		1.0			0.10										685 MPa级，易切削用
HMM30	0.30		1.5			0.10										685 MPa级，易切削用
MM45	0.45	0.20	0.60 ~ 1.20	0.04 ~ 0.07		0.05 ~ 0.15				≥550	≥815	23	55	63	235	785 MPa级，易切削用，ϕ25 mm
MM45										≥460	≥755	23	54	39	225	785 MPa级，易切削用，ϕ100 mm
MM50	0.50		1.0			0.10										785 MPa级，易切削用
HMM35	0.35 ~ 0.38		1.20 ~ 1.60			0.05 ~ 0.15				≥570	≥785	24	63	94		785 MPa级，易切削用，ϕ25 mm
HMM35										≥530	≥765	24	62	78	225	785 MPa级，易切削用，ϕ50 mm
HMM35										≥480	≥725	24	62	63	215	785 MPa级，易切削用，ϕ100 mm
HMM40	0.40		1.5			0.10										785 MPa级，易切削用
MM55	0.55		1.0			0.10										885MPa级，易切削用
HMM45	0.45	0.20	1.50		0.04 ~ 0.07	0.05 ~ 0.15				≥540	≥785	≥14	≥35	≥39		885 MPa级，易切削用

续表 13.2-521

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备　注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
MF35																685 ~ 885 MPa 级，热锻用
MF40	0.37 ~ 0.43		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				500	735	25	57	71	215	685 ~ 885 MPa 级，热锻用
MF45	0.42 ~ 0.48		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				520	785	23	53	59	225	685 ~ 885 MPa 级，热锻用
MF50	0.47 ~ 0.53		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				540	835	21	50	47	235	685 ~ 885 MPa 级，热锻用
HMF30	0.27 ~ 0.33		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				550	745	26	65	102	230	685 ~ 885 MPa 级，高韧性热锻用
HMF35	0.32 ~ 0.38		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				570	795	24	61	90	240	685 ~ 885 MPa 级，高韧性热锻用
HMF40	0.37 ~ 0.43		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				590	845	22	58	78	250	685 ~ 885 MPa 级，高韧性热锻用
HMF45	0.42 ~ 0.48		0.60 ~ 1.20			0.05 ~ 0.15				610	890	20	54	67	260	685 ~ 885 MPa 级，高韧性热锻用
MF55	0.52 ~ 0.58		0.60 ~ 1.20			0.10				560	885	19	46	35	245	885 MPa 以上级，热锻用
HMF45																885 MPa 以上级，B，高韧性热锻用
MC7	0.10	0.25	1.35	≤0.020	≤0.010	0.10				470/675	600/755	16/18	74/73			冷作强化用，轧态/螺栓
MC8	0.14	0.24	1.47	≤0.020	≤0.010	0.10	0.10	N0.013	0.02	473/783	678/863	36/15	64/62			冷作强化用，轧态/螺栓

3）日本山阳特殊钢公司微合金非调质钢的牌号、成分和力学性能

钢种	化学成分（质量分数）/%									力学性能						备　注
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Pb	Nb	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB	
MA30TL	0.27 ~ 0.33	0.15 ~ 0.35	0.60 ~ 0.90		0.030 ~ 0.050	0.07 ~ 0.12		0.04 ~ 0.10		480	706	25	53	47	212	
MA40TL	0.37 ~ 0.43	0.15 ~ 0.35	0.60 ~ 0.90		0.030 ~ 0.050	0.07 ~ 0.12		0.04 ~ 0.10		510	745	22	49	47	224	
MA50TL	0.47 ~ 0.53	0.15 ~ 0.35	0.60 ~ 0.90		0.030 ~ 0.050	0.07 ~ 0.12		0.04 ~ 0.10			≥735					易切削、热锻用
SMnV30TL	0.27 ~ 0.33	0.60 ~ 0.80	1.20 ~ 1.40		0.030 ~ 0.050	0.07 ~ 0.12		0.04 ~ 0.10		540	785	24	55	71	229	高韧性，685 MPa 级
SMnV40TL	0.37 ~ 0.43	0.60 ~ 0.80	1.20 ~ 1.40		0.030 ~ 0.050	0.07 ~ 0.12		0.04 ~ 0.10		580	863	22	52	47	248	785 MPa 级
SMnV50TL	0.47 ~ 0.53	0.60 ~ 0.80	1.20 ~ 1.40		0.030 ~ 0.050	0.07 ~ 0.12		0.04 ~ 0.10			≥885					易切削、热锻用
SMnV30D	0.29	0.26	1.58		0.020	0.11				608 ~ 853	853 ~ 990	25 ~ 15	61 ~ 57		240 ~ 269	冷作强化用，轧态/冷拔态
SMnV35D	0.35	0.21	1.52		0.021	0.10					≥980					冷作强化用
SMn25D	0.24	0.23	1.51		0.022						≥685					冷作强化用
SMn35D	0.35	0.21	1.52		0.021						≥785					冷作强化用

5.4.2　典型钢种性能

（1）YF35V

YF35V 为 590 MPa 级易切削非调质钢，主要用于替代 35、40 及 35Mn、40Mn 等优质碳素结构钢。

YF35V 非调质钢用于制造 CA15 发动机、空气压缩机连杆及其他零件，使用效果良好。该钢用于锻件，也可直接切削加工使用。

1）化学成分　表 13.2-522。

表 13.2-522　YF35V 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	V
0.32 ~ 0.39	0.20 ~ 0.40	0.60 ~ 1.00	0.035 ~ 0.075	≤0.035	0.06 ~ 0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数 表 13.2-523。

表 13.2-523 YF35V 钢临界点 ℃

M_s	A_{c1}	A_{c3}
350	715	800

3）力学性能 表 13.2-524～表 13.2-526。

表 13.2-524 直径或边长不大于 40 mm 的 YF35V 的力学性能要求

抗拉强度 /MPa	屈服强度 σ_s/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%	冲击吸收功 A_K/J	硬度 HB
≥590	≥390	≥18	≥40	≥47	≤229

注：摘自 GB/T 15712—1995。

表 13.2-525 YF35V 钢热轧材的力学性能

状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KU}/J
热轧	647～785	392～441	18～25	45～52	49～127

注：热轧材规格：ϕ32 mm。

表 13.2-526 YF35V 钢低温冲击吸收功 J

状态	25℃	0℃	-20℃	-40℃
热轧	53～54	51～53	38～46	35～40

注：热轧材规格：ϕ32 mm。

4）工艺性能 表 13.2-527 和图 13.2-306。

表 13.2-527 YF35V 钢与正火和调质处理 45 钢的切削加工性能的比较

试样项目	YF35V	正火 45 钢	调质 45 钢	附注
硬度/HB	193	166	207	
积屑瘤高度/mm	0.13	0.16	0.21	v = 50 mm/min
卷断屑速度/m·min⁻¹	150	60	30	可卷断
切削力/N	1 019.20	1 078	1 372	v = 50 mm/min
切削温度/℃	410	500	430	v = 50 mm/min
刀具磨损/mm	0.06	0.09	0.17	v = 50 mm/min
表面粗糙度 R_a	3.2	3.2	3.2	

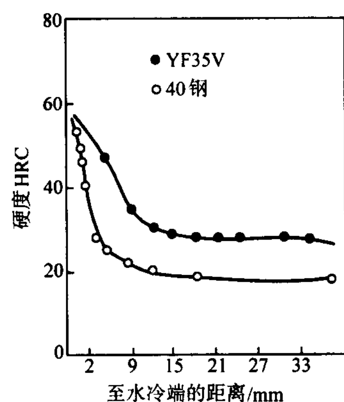


图 13.2-306 YF35V 钢和 40 钢的端淬比较

5）使用性能 表 13.2-528。

表 13.2-528 YF35V 钢与调质 40 钢制零件疲劳性能的对比

钢号	零件名称	零件状态	HB	疲劳性能/循环次数
YF35V	CA15 发动机连杆	锻后空冷	225	5×10^{-6}
40	CA15 发动机连杆	调质	225	5×10^{-6}
YF35V	空压机连杆	锻后空冷	229	5×10^{-6}

续表 13.2-528

钢号	零件名称	零件状态	HB	疲劳性能/循环次数
40	空压机连杆	调质	229	5×10^{-6}

注：1. CA15 发动机连杆的疲劳试验是在 30 t 高频疲劳试验机上进行，频率为 100～140 Hz，室温。
2. 空压机连杆的疲劳试验是在 PL—1 型 10 t 高频疲劳试验机上进行，频率为 9 400 次/min，压力为 116.6 MPa。

（2）YF45V

YF45V 钢属于 685 MPa 级易切削非调质钢，主要用于替代调质状态下使用的 45 优质碳素结构钢，也可替代 45Mn、50、甚至 55 钢，制造各种机械零件。

1）化学成分 表 13.2-529。

表 13.2-529 YF45V 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	V
0.42～0.49	0.20～0.40	0.60～1.00	0.035～0.075	≤06035	0.06～0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数 表 13.2-530。

表 13.2-530 YF45V 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s
740	797	680	747	310

3）力学性能 表 13.2-531 和图 13.2-307。

表 13.2-531 YF45V 钢技术要求

δ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ%	A_K/J	HB
≥685	≥440	≥15	≥30	≥35	≤257

注：YF45V 钢规格为不大于 40 mm。

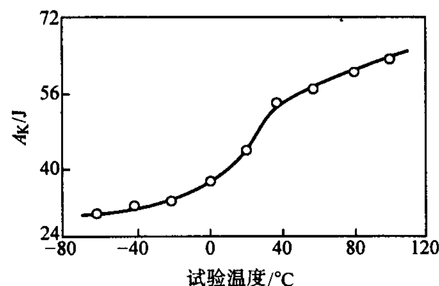


图 13.2-307 YF45V 钢的低温冲击吸收功

4）工艺性能 图 13.2-308。

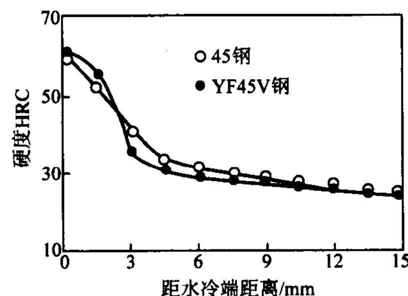


图 13.2-308 YF45V 钢的端淬曲线

5）使用性能 图 13.2-309。

（3）YF35MnV

YF35MnV 钢属于 685 MPa 级易切削非调质钢，主要用于替代调质状态下使用的 45 优质碳素结构钢，替代 45Mn、50、甚至 55 钢，制造各种机械零件。

1）化学成分 表 13.2-532。

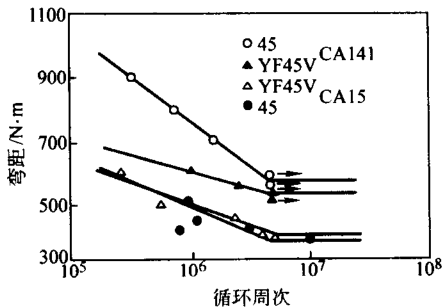


图 13.2-309　YF45V 钢制 CA15 及 CA141 汽车曲轴的弯曲疲劳曲线

表 13.2-532　YF35MnV 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	V
0.32～0.39	0.30～0.60	1.0～1.50	0.035～0.075	≤0.035	0.06～0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数　表 13.2-533。

表 13.2-533　YF35MnV 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s
708℃	798℃	680℃	747℃	351℃

3）力学性能　表 13.2-534～表 13.2-536。

表 13.2-534　直径或边长不大于 40 mmYF35MnV 钢的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥735	≥460	≥17	≥35	≥37	≤257

表 13.2-535　直径或边长大于 40 mm 不大于 60 mmYF35MnV 钢的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥710	≥440	≥15	≥33	≥35	≤257

注：摘自 GB/T 15712—1995。

表 13.2-536　YF35MnV 钢的低温冲击吸收功　J

状态	25℃	0℃	-20℃	-40℃
热轧	74～78	59～62	53～59	55～65

注：热轧材规格 ϕ32 mm。

4）工艺性能　图 13.2-310 和表 13.2-537。

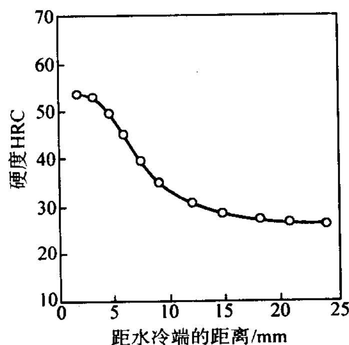


图 13.2-310　YF35MnV 钢端淬曲线

表 13.2-537　YF35MnV 钢与正火和调质 45 钢切削加工性能的对比

试样项目	YF35MnV	正火 45 钢	调质 45 钢	附注
硬度 HB	207～210	166	207	
积屑瘤高度/mm		0.16	0.21	v = 50 mm/min
卷断屑速度/m·min^{-1}	60	40	40	可卷断
切削力/N	122	112	142	v = 60 mm/min
切削温度/℃	450	550	580	v = 60 mm/min
刀具磨损/mm	0.20	0.22	0.26	v = 200 mm/min
表面粗糙度 R_a	3.2	3.2	3.2	v = 50 mm/min

5）使用性能　表 13.2-538。

表 13.2-538　YF35MnV 钢和调质 45 钢的旋转弯曲疲劳性能

状态	σ_{-1}/MPa	循环次数 N
YF35MnV 钢热轧态	395	1.37×10^6　1.39×10^7
45 钢调质态	395	6.39×10^5　1.01×10^6

注：45 钢调质处理工艺为 850℃淬火＋550℃回火。

（4）YF40MnV

YF40MnV 属于 785 MPa 级易切削非调质钢，主要用于替代 45、50、55、40Cr 和 40MnB 等优质碳素结构钢和合金结构钢。

1）化学成分　表 13.2-539。

表 13.2-539　YF40MnV 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	V
0.37～0.44	0.30～0.60	1.0～1.50	0.035～0.075	≤0.035	0.06～0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数　表 13.2-540。

表 13.2-540　YF40MnV 钢临界点（质量分数）　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s
725	800	619	714	320

3）力学性能（表 13.2-541～表 13.2-544）

表 13.2-541　直径或边长不大于 40 mmYF40MnV 钢的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ%	A_K/J	HB
≥785	≥490	≥15	≥33	≥32	≤275

表 13.2-542　直径或边长大于 40 mm 不大于 60 mmYF35MnV 钢的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ%	A_K/J	HB
≥760	≥470	≥13	≥30	≥28	≤265

注：摘自 GB/T 15712—1995。

表 13.2-543　785 MPa 级非调质钢 YF40MnV 钢热轧材实物力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ%	A_K/J
885～986	590～690	16～19	40～50.5	42～50

注：YF40MnV 钢的规格为 ϕ60 mm。

表 13.2-544 YF40MnV 钢低温冲击吸收功 J

25℃	0℃	-20℃	-30℃	-40℃	-50℃
69	58	53	48	46	44

4）工艺性能 表 13.2-545 和图 13.2-311。

表 13.2-545 YF40MnV 钢与其他结构钢的气体软氮化效果

氮化层	45 钢	40Cr	50Mn	YF40MnV
表面硬度（HV_{10}）	324	486	389	503
白亮层深度/mm	0.018	0.016	0.017	0.018
扩散层深度/mm	1	0.8	0.8	1

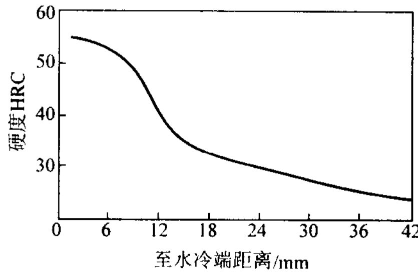


图 13.2-311 端淬曲线

5）使用性能（表 13.2-546）。

表 13.2-546 YF40MnV 钢与调质 45 钢旋转疲劳性能的比较

载荷/N	应力/MPa	材料	循环次数/周
205.8	485.1	YF40MnV	1.027×10^5
		45 钢调质	6.07×10^4
196	461.97	YF40MnV	1.56×10^5
		45 钢调质	1.24×10^5
176.4	415.8	YF40MnV	2.8×10^5
		45 钢调质	2.07×10^5
171.5	404.25	YF40MnV	5.35×10^5
		45 钢调质	3.5×10^5
166.6	392.69	YF40MnV	7.08×10^5
		45 钢调质	4.4×10^5
156.8	369.56	YF40MnV	1×10^7
		45 钢调质	1×10^7

（5）YF45MnV

YF45MnV 钢属于 785 MPa 级易切削非调质钢，主要用于替代 45、50、55、40Cr 和 40MnB 等优质碳素结构钢和合金结构钢。

1）化学成分 表 13.2-547。

表 13.2-547 YF45MnV 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	V
0.42~0.49	0.30~0.60	1.0~1.50	0.035~0.075	≤0.035	0.06~0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数 表 13.2-548~表 13.2-551。

表 13.2-548 YF45MnV 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
740	790	260

表 13.2-549 YF45MnV 钢的弹性模量

温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600
E/MPa	210 700	207 760	201 880	195 020	184 240	176 400	167 580

表 13.2-550 YF45MnV 钢的线胀系数

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700
$\alpha_1/10^{-6}\cdot K^{-1}$	10.2	11.4	12.4	13.3	13.5	14.1	14.4

表 13.2-551 YF45MnV 钢的热导率（λ）和电阻率（ρ）

温度/K	469	569.2	667	761.3	861.7	954.3
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	44.7	42.7	40.2	37.6	35.4	33.0
$\rho/10^{-6}\Omega\cdot cm$	33.3	42.1	52	62.9	76.1	90.3

3）力学性能 （表 13.2-552~表 13.2-555）

表 13.2-552 直径或边长不大于 40 mm YF35MnV 钢的力学性能

σ_b/MPa	δ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥835	≥510	≥13	≥28	≥28	≤285

表 13.2-553 直径或边长大于 40 mm 不大于 60 mm YF35MnV 钢的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥810	≥490	≥12	≥28	≥25	≤275

注：摘自 GB/T 15712—1995。

表 13.2-554 YF35MnV 钢热轧材的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
800~905	525~670	15~20	29~49	37~79

注：YF45MnV 钢的规格为 ϕ38~55 mm。

表 13.2-555 YF35MnV 钢的低温冲击吸收功 J

25℃	0℃	-20℃	-30℃	-35℃	-40℃	-50℃
34	33	31	30	31	18	23

4）工艺性能 表 13.2-556。

表 13.2-556 YF45MnV 钢与正火和调质态 45 钢切削性能的对比

钢号与状态	45 钢调质	45 钢正火	YF40MnV
表面硬度	28~33HRC	90~98HRB	99~104HRB
平均切速/$m\cdot min^{-1}$	25.15	28.17	28.17
平均刀具耐用度/min	6.87	16.91	16.97
切速比	1	1.2	1.2
刀具耐用度比	1	2.46	2.47

（6）F45V

F45V 钢属于 685 MPa 级热锻用非调质钢，主要用于替代调质状态下使用的 45 优质碳素结构钢，也可替代 45Mn 钢、50 钢甚至 55 钢，制造各种机械零件。

1）化学成分 表 13.2-557。

表 13.2-557 F45V 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	V
0.42~0.49	0.20~0.40	0.60~1.00	≤0.035	≤0.035	0.06~0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数 表 13.2-558 ~ 表 13.2-561。

表 13.2-558 F45V 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s
749	800	680	747	351

表 13.2-559 F45V 钢弹性模量 E

温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600
E/GPa	216	213	209	203	185	182	171

表 13.2-560 F45V 钢线胀系数

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.06	11.98	12.3	12.74	13.1	13.46	13.77

表 13.2-561 F45V 钢热导率

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	55.98	51.36	46.74	42.12	37.50	32.88	28.26	23.64	19.02

3）力学性能 表 13.2-562 和表 13.2-563。

表 13.2-562 F45V 钢技术要求

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥685	≥440	≥15	≥40	≥32	≤257

注：摘自 GB/T 15712—1995。

表 13.2-563 F45V 钢低温冲击吸收功 J

状态	室温	0℃	-20℃	-30℃	-40℃	-60℃
热轧	43	40	38	30	19	8

4）工艺性能 图 13.2-312。

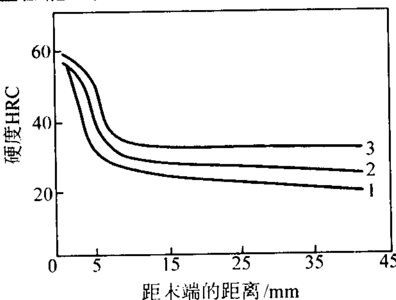


图 13.2-312 F45V 钢端淬曲线

（7）F40MnV

F40MnV 钢属于 785 MPa 级热锻用非调质钢，主要用于替代 45、50、55、40Cr 和 40MnB 等优质碳素结构钢和合金结构钢。

F40MnV 钢用于制造汽车、拖拉机、机床的多种零件，包括：连杆、半轴、传动轴的万向节叉和套管叉、倒档轴、驱动轮轴、离合器轴、变速箱传动轴和花键轴等。

1）化学成分 表 13.2-564。

2）物理参数 表 13.2-565。

3）力学性能 表 13.2-566 ~ 表 13.2-568。

表 13.2-564 F40MnV 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	V
0.37 ~ 0.44	0.20 ~ 0.40	1.0 ~ 1.50	≤0.035	≤0.035	0.06 ~ 0.13

注：摘自 GB/T 15712—1995。

表 13.2-565 F40MnV 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
746	796	667	755

表 13.2-566 F40MnV 钢技术要求

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥785	≥490	≥15	≥40	≥36	≤275

表 13.2-567 F40MnV 钢热轧材的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
813.4 ~ 833	529.2 ~ 548.8	18 ~ 16	46 ~ 45	44 ~ 40

注：F40MnV 钢的规格为 ϕ60 mm。

表 13.2-568 F40MnV 钢的低温冲击吸收功 J

常温	0℃	-20℃	-40℃	-60℃
43	42	39	20	3

4）工艺性能 图 13.2-313。

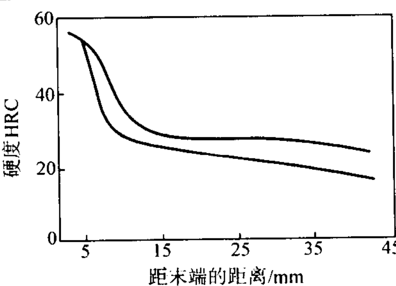


图 13.2-313 F40MnV 钢端淬曲线

（8）F35MnVN

F35MnVN 钢属于 785 MPa 级热锻用非调质钢，主要用于替代 45、50、55、40Cr 和 40MnB 等优质碳素结构钢和合金结构钢。

1）化学成分 表 13.2-569

表 13.2-569 F35MnVN 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	V	其他
0.32 ~ 0.39	0.20 ~ 0.40	1.0 ~ 1.50	≤0.035	≤0.035	0.06 ~ 0.13	N≥0.009

注：摘自 GB/T 15712—1995。

2）物理参数

① 临界点：表 13.2-570。

表 13.2-570 F35MnVN 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
735	818	639	731

② 弹性模量：F35MnVN 钢室温下的弹性模量为 198 GPa。

③ 线胀系数：F35MnVN 钢在 20 ~ 551℃升温时，其线胀系数 $\alpha_1 = 15.4 \times 10^{-6}$/℃；551 ~ 138℃区间降温时，其 $\alpha_1 = 14.6 \times 10^{-6}℃^{-1}$。

3）力学性能 表 13.2-571 ~ 表 13.2-573。

表 13.2-571 F35MnVN 钢技术要求

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
≥785	≥490	≥15	≥40	≥39	≤269

表 13.2-572 F35MnVn 钢热轧材的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
790~1 000	527.2~662	15~23	41~62	36~72

注：规格为 ϕ75 mm。

表 13.2-573 F35MnVN 钢低温冲击吸收功 J

常温	0℃	-20℃	-40℃	-60℃
57	55	50	17	10

4）工艺性能 图 13.2-314、图 13.2-315 和表 13.2-575。

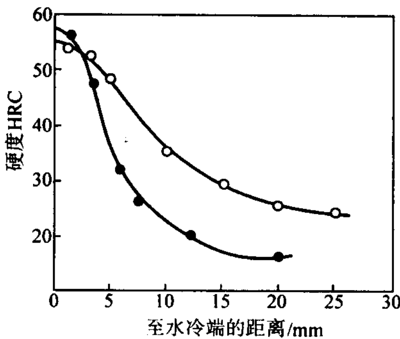


图 13.2-314 F35MnVN 钢端淬曲线

5）使用性能（表 13.2-574、表 13.2-575 和图 13.2-315）

按 GB/T 4337—1984 规定，在（1 250±20)℃加热（1 050±20)℃锻后空冷的条件下，对 F35MnVN 进行了应力比 $R=-1$，循环周次为 10^7 时疲劳性能的测定，其 σ_{-1} 为 382 MPa。

表 13.2-574 F35 MnVN 与其他结构钢气体软氮化效果的比较

钢号与渗前状态	白亮层厚度/μm	扩散层深度/μm
F35MnVN	15	210
40Cr 调质态	20	150
45 调质态	25	140

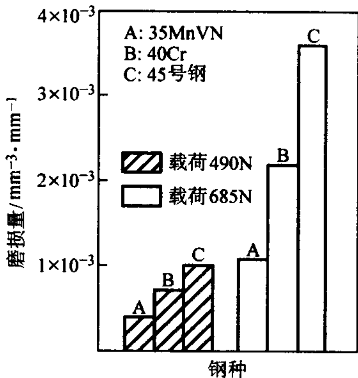


图 13.2-315 F35MnVN 与调质 40Cr、45 钢的磨损率

磨损率测定条件：转速为 20 r/min；相对滑动速度为 0.419 m/s；对磨滑轮材质为 GJW50 硬质合金；两种载荷分别为 500 N（50 kg）和 750 N（75 kg。

表 13.2-575 F35MnVN 等钢所制连杆和半轴疲劳试验的结果

零件名称	材料与状态	试验负荷或应力	循环次数/10^5 次	试样终止状态
NJ70 汽油发动机连杆	45 钢调质态 日本 HMF35 空冷 F35MnVN 空冷	±44 130 N	2.4~8.5/5.63 4.3~12.8/7.2 8.7~16/12.44	断裂
东风 EQ6100 发动机连杆	F35MnVN 空冷 40MnB 空冷	±70 000 N	2.3~4.05/3.35 1.86~3.78/2.74	出现裂纹
东风 EQ140 汽车半轴	F35MnVN 钢高平淬火	M_k（min）=500 N·m M_k（max）=10 500 N·m	20.42	未损坏

注：1. 半轴扭转疲劳循环周次超过 200 万次尚未断裂，达到了产品要求的疲劳寿命指标。
2. 循环周次栏所示为最小~最大/平均。

编写：惠卫军（钢铁研究总院）
张英健（钢铁研究总院）

第3章　合金弹簧钢

弹簧钢是专门用来制造各类弹簧（例如叠板弹簧、螺旋弹簧、碟形弹簧、盘簧等）和弹性件（例如扭力杆、弹簧垫圈、弹簧挡环、弹性扣件等）的钢种。虽然可用来制造弹簧的材料种类很多（除钢之外还有非铁金属及其合金和复合材料等），但是从目前及今后相当长的一段时间来看，钢材仍是用量最大、用途最广、综合性能最好、作用最重要，而且价格最便宜的弹簧材料。

弹簧是非常重要的机械零件，与螺栓、齿轮可合称为机械的3大基础件。各种机械、机器都离不开它，甚至文化、体育、日常生活等领域中也缺少不了它。特别是作为现代工业代表之一的汽车制造业中，弹簧的重要作用更加突出。为此，工业发达国家都非常重视弹簧钢的开发、生产和应用，几乎都制定了有关弹簧钢的标准及标准钢号。

我国弹簧钢的生产历史始于20世纪50年代初期，是从仿效前苏联弹簧钢钢号起步的。1952年我国颁布第一个部级弹簧钢标准《重9—52》，其中所有弹簧钢钢号、技术条件、生产工艺等都取自于前苏联标准。

当时的弹簧钢钢号主要是Si－Mn系，用平炉或电弧炉冶炼。各钢厂的主要生产设备陈旧，工艺技术落后，所以生产的弹簧钢质量和性能水平均不高，但却有力地支援了机械、矿山等工业部门的发展，在国家经济建设中起到了一定的作用。

随着我国汽车工业的诞生，对弹簧钢的性能、质量和数量都提出了更高的要求。约在20世纪50年代中期，我国汽车工业基地——长春第一汽车制造厂开始用我国自己生产的60Si2Mn扁钢制造弹簧，并装备在解放牌汽车上，取得了相当好的使用效果。自此，我国弹簧钢的生产技术、产量、质量都有了长足的进展。

为了充分利用我国富有资源，满足汽车工业发展的需要，在20世纪60年代后相继研制了一些以Si－Mn系为基础的新型弹簧钢，如55SiMnVB、55Si2MnB、55SiMnMoV、55SiMnMoVNb等。这些钢的性能都不错，且各有特点。如55SiMnVB钢制造的单面双槽扁钢、平面扁钢等，长期、大量用于第二汽车制造厂的东风牌汽车等，成为其主要的弹簧用钢。这些新钢号的研制成功标志着我国弹簧钢开始走上独立的发展阶段。像55SiMnVB、55Si2MnB先后被纳入弹簧钢标准，至今仍然保留在GB/T 1222—1984中。

直到20世纪80年代以前，我国弹簧钢都是以Si－Mn系为主，在标准中、在实际生产和应用中它们都占有极高的比例。但是随着各工业部门，特别是汽车制造工业的飞速发展，以及国际技术交往的不断深入和扩大，这种情况越来越不能适应客观需要了。例如发展和应用新型变截面弹簧扁钢、大型和超大型螺旋弹簧用圆钢等，都必须使用淬透性、综合力学性能优良的Cr－Mn系、Cr－Mn－B系、Cr－Mn－Mo系等钢。为此，在20世纪80年代我国对弹簧钢标准进行了调整，增加了Cr－Mn等系列。调整后的弹簧钢钢号与美国、日本等许多国家和国际标准进一步靠近。这既表示我国弹簧钢发展的进步，也对我国弹簧钢以后的发展奠定了基础。

我国弹簧钢丝的发展相对稍晚一些。其发展大约经过了3个阶段。

20世纪50～60年代，开始生产冷拉碳素钢丝和合金弹簧钢丝，并制定了相应的标准。尽管当时品种不全，水平不高，但在国民经济发展中仍发挥了重要作用。60年代后期，弹簧钢丝的品种不能适应使用要求的矛盾日渐突出。为满足军工、汽车、仪表、机械等工业的需求，于70年代初开始研制油淬火回火弹簧钢丝。大约在1973年，首钢钢铁公司特殊钢公司（现名）建立钢丝连续油淬火、铅回火生产线，约在1975年正式批量生产，填补了国内在这方面的空白。这种钢丝品种的出现，标志着我国弹簧钢丝的发展进入第二阶段。后来推出了我国第一个油淬火钢丝标准——GB2271—80《阀门用油淬火－回火铬钒弹簧钢丝》，钢号是50CrVA。

但50CrVA钢丝存在一些不足，如强度不高，难以满足某些要求（例如高速发动机）。为此，参照国外资料而开发出高强度钢丝——55SiCrA油淬火钢丝。1984年和1985年分别纳入国家标准GB4362—84和GB5221—85，前者适用于制造阀门弹簧的油淬火回火钢丝，后者为非油淬火回火处理的圆形钢丝，制成弹簧后再经淬火、回火处理。55CrSiA钢丝性能优良，是弹簧钢丝发展的一个提高。同时，在分析、对比了世界主要弹簧钢丝的标准以后，吸取各国标准的优点并结合我国具体情况，确定了我国弹簧钢丝的标准体系。这是弹簧钢丝发展的第三阶段。

到目前为止，经过几十年的努力，我国弹簧钢的钢号已经比较齐全，各种性能（如强度、塑性、淬透性、可承受的最高温度等）已经形成系列，可供选用满足不同用途需要。在钢材品种、质量和性能等方面也有很大提高；生产设备、技术、工艺也有明显进步，因此能够满足国内大多数使用部门的需要。但是与工业发达国家相比，在很多方面还有一定差距，需要在今后不断努力，继续前进。

1　弹簧钢的种类

弹簧钢可以按不同方法分类。例如，按生产工艺可分为冷拉（退火）弹簧钢、热轧（退火）弹簧钢等。如果按化学成分则可分为非合金（碳素）弹簧钢、低合金弹簧钢和高合金弹簧钢。

非合金弹簧钢的成分中除铁、碳之外，只有少量残余的非有意加入的硅、锰、磷、硫以及铬、镍、铜等元素，不含合金元素，所以亦称为碳素弹簧钢。碳的作用是极为重要的，为保证良好的性能，如强度、硬度、弹性、抗疲劳性能等，碳含量都比较高（通常在0.60%以上）。其特点是性能良好，而且价格低廉，生产工艺相对比较简单，所以应用很多，其主要用途是制造钢丝、薄板、钢带等。

低合金弹簧钢的合金元素含量一般不超过5%（质量分数），常用的主要合金元素有硅、锰、铬、钒、钼、硼等；碳含量 w_C 则比非合金弹簧钢的低，通常在0.50%～0.70%。这类弹簧钢的性能优良，能满足各种不同性能及使用要求，用量大，用途广泛，而且价格适当，故而深受用户欢迎，在弹簧钢中占有重要地位。

高合金弹簧钢的合金元素含量大多超过10%（质量分数），主要合金元素为镍、铬、钨、钼、钒等。它属于特殊用途弹簧钢，具有某些特殊的力学、物理、化学等性能，如良好的抗氧化、耐酸、耐腐蚀性能，优良的耐热、耐寒性和磁性等。这类钢的价格高，生产工艺复杂，只用于某些特殊

环境和条件下工作的弹簧，其尺寸比较小，所以用量不如前两种弹簧钢大。其钢号主要是不锈钢、耐酸耐蚀钢、热强钢、高速钢等原有钢号，或在其成分基础上加以调整、改进。为满足一些性能和使用条件的要求，也研制出不少新的高合金弹簧钢，如高强度不锈弹簧钢、无磁不锈弹簧钢、导电弹簧钢等。

常用的高合金弹簧钢中主要是各种不锈钢。根据显微组织不同，不锈弹簧钢有3类。

1）奥氏体型　主要包括18-8型及在此基础上发展的一系列奥氏体不锈钢，典型钢号有0Cr18Ni9，1Cr18Ni9（Ti），0Cr17Ni12Mo2等。经固溶处理后冷变形强化达到一定强度。

2）马氏体型　主要为Cr13型及在此基础上发展起来的以镍、钼、钒强化的马氏体不锈钢。主要钢号有2Cr13、3Cr13、4Cr13、1Cr17Ni2等，经淬火回火后得到较高强度。

3）沉淀硬化型　通过马氏体相变强化和时效析出沉淀强化的综合效果达到极高的强度。典型钢号有0Cr17Ni7Al，0Cr15Ni7Mo2Al等。耐热性和加工性能好，耐蚀性与奥氏体型钢相近，抗回火稳定性和抗松弛性能较高，适于制造形状复杂、表面要求高的耐蚀弹性零件。

其中应用最多、用量最大的钢号是0Cr18Ni9、1Cr18Ni9、4Cr13、0Cr17Ni7Al等。

2　低合金弹簧钢的主要合金元素和合金系

2.1　低合金弹簧钢的主要合金元素及其作用

1）硅　硅是弹簧钢最重要的合金元素之一，其含量（质量分数）多在1%以上，高者可达3%。主要功能是提高钢的强度、弹性和抗回火稳定性。硅固溶强化的效果虽不如碳，却远远高于其他合金元素（图13.3-1）。硅虽不是碳化物形成元素，却能间接地助长沉淀强化作用，因为它能影响回火时析出的Fe_3C粒子的形状、数量、粒度和间距。例如，SAE9260钢（Si的质量分数为2.2%）中Fe_3C（椭球形）的粒度和间距都明显小于SAE5160（Si的质量分数为0.24%）钢中的Fe_3C（棒状）；在质量分数为0.60%C-0.90%Mn-0.20%Mo的钢中，随着硅含量增加，碳化物质点数几乎直线上升，而其粒度和间距则相应地减小（图13.3-2）。

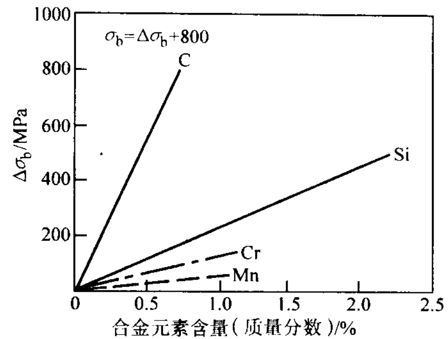


图13.3-1　碳及合金元素的强化效果比较

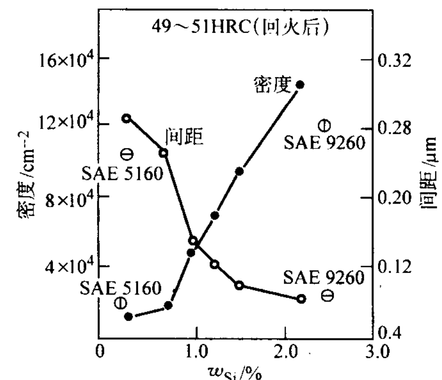
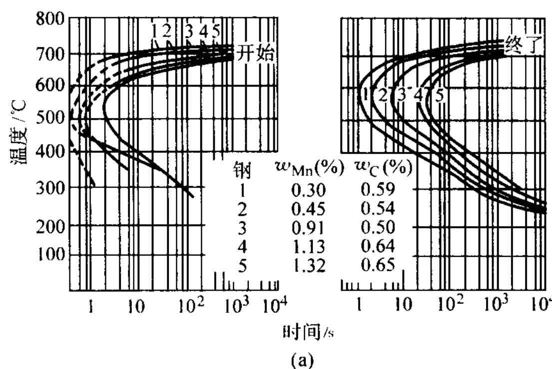


图13.3-2　硅对Mn-Mo钢中碳化物质点密度和间距的影响

根据最近研究结果，硅能显著改善钢的抗松弛性能（即弹性减退抗力），这种作用在所有合金元素中是最强的。虽然迄今为止对硅在这方面的最佳含量尚无统一意见，但基本上是1.5%～2.0%，过高反而不好。

2）锰　锰的最大作用是提高钢的淬透性，因为它能显著降低钢的A_{r1}温度和奥氏体分解速度。图13.3-3表示锰对钢（碳含量约0.50%）淬硬性的影响。在常用合金元素中，锰提高淬透性的能力比钼、铬、硅等都强。



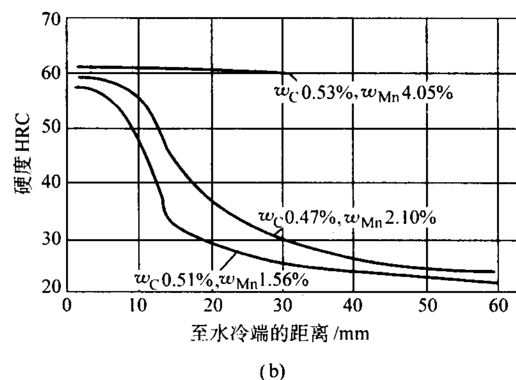


图13.3-3　锰对钢等温转变曲线（a）和淬透性（碳的质量分数约0.50%）（b）的影响

锰是碳化物形成元素，同时也可以固溶状态存在，因而能提高铁素体，奥氏体的强度和硬度，还具有细化珠光体组织的作用，间接提高其强度。

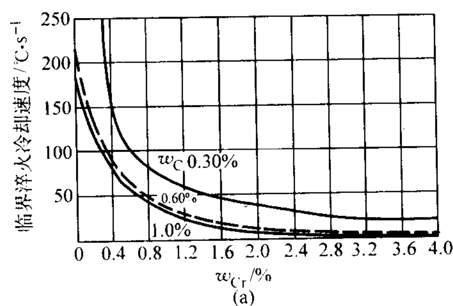
但锰含量较高时有粗化晶粒和增加回火脆性的倾向，故弹簧钢中的锰含量范围通常为0.60%～1.30%（质量分数）。

3）铬　铬对弹簧钢的多种性能均有良好的影响，其中主要的是能显著提高淬透性和抗氧化、防腐蚀的能力，改善回火稳定性，而且有利于钢的力学性能，所以是弹簧钢常用而且是重要的合金元素。其含量通常为0.70%～1.00%（质量分数）。

铬和铁可形成连续固溶体，也可与碳形成多种碳化物。铬可以取代渗碳体中的一部分碳而生成复合渗碳体$(Fe,Cr)_3C$。铬通过有效地延长奥氏体转变的孕育期，减小奥氏体的分解速度而提高钢的淬透性。由图13.3-4可以看出，在碳含量一定时，随着铬含量的增加，钢的临界淬火冷却速度变小。对于弹簧钢常用的铬含量（质量分数）为0.7%～1.0%，此时这一冷却速度只有约50℃/s，比不含铬时的大约为200℃/s降低了大约75%。铬提高淬透性的作用低于锰、钼，

但强于镍、硅。图 13.3-5 表示铬对中碳铬钢等温转变曲线的影响。

铬可提高钢的回火稳定性，这种作用介于钒和钼之间。钢中铬含量较高，淬火后在回火中也会出现二次硬化现象。（但硬化机理与钒和钼等不同。）但铬也增加钢的回火脆性倾向。



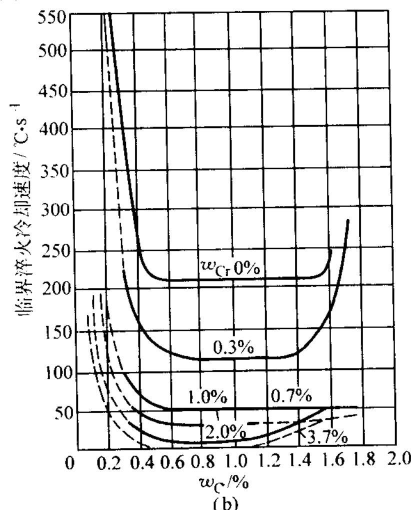


图 13.3-4　铬对碳含量不同的钢临界淬火冷却速度的影响

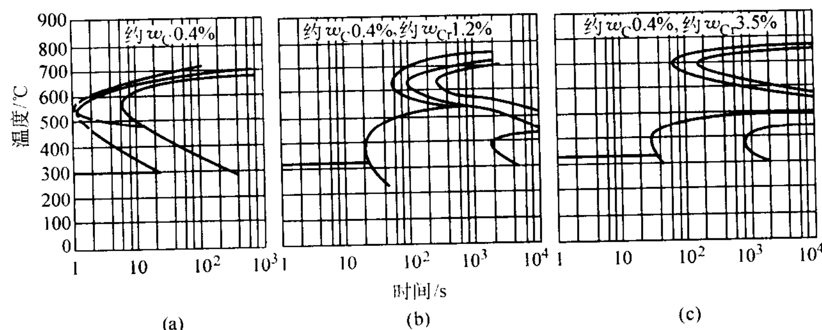


图 13.3-5　铬对中碳铬钢等温转变曲线的影响

铬是有钝化作用的元素，故钢中加入铬后可改善抗氧化、抗腐蚀性能。

4) 钒　弹簧钢中加钒的主要目的是细化组织和晶粒，提高晶粒粗化温度，同时改善强度、塑性和韧性，降低过热敏感性；沉淀强化作用；增加淬透性；提高淬火后回火的稳定性。特别是与铬、锰配合使用，可增加弹簧钢的弹性极限，并改善冶金质量。

钒是强碳化物形成元素，与碳和氮、氧都有很强的亲和力，形成稳定的化合物。钒与碳生成的 MC 型（V_4C_3）化合物硬度高，而且细小弥散，所以其强化作用远远超过 M_2C 和 M_3C 型碳化物，尤其有利于改善弹簧钢的抗松弛性能。图 13.3-6 表示钒对 Si-Ni-Cr-Mo 高强度弹簧钢屈强比、韧性和塑性的影响。

弹簧钢无论是在退火、正火或淬火、回火状态下，钒除去可以提高其强度（特别是屈服强度和屈强比）外，还能改善其韧性和塑性。但是弹簧钢中的钒含量不能过高，否则 V_4C_3 将在晶内析出而导致韧性降低，钒含量 w_V 一般是 0.10%～0.25%。

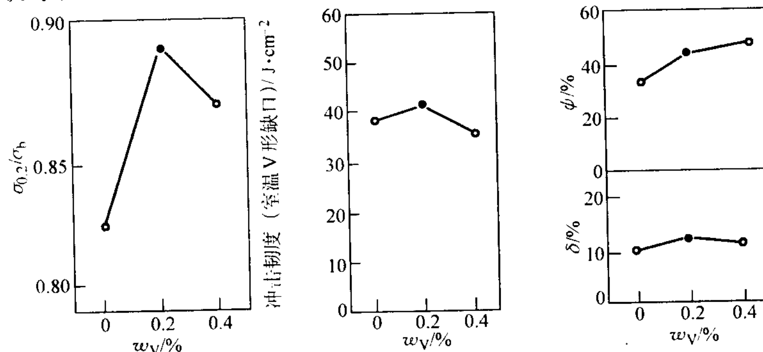


图 13.3-6　钒对高强度弹簧钢（Si-Ni-Cr-Mo）屈强比、韧性和塑性的影响

5) 钼　钼在弹簧钢中的作用主要是提高淬透性、热强性，防止回火脆性。

钼提高淬透性的能力比铬还强，但弱于锰。钼增强钢对回火软化的抗力，提高回火稳定性。钢中钼含量（质量分数）达到 0.5%以后，回火温度在 550～650℃范围内时出现二次硬化。这是因为特殊的钼碳化物沉淀析出所致（图 13.3-7），从而提高钢的强度和硬度。

当钼与其他能引起回火脆性的元素（如铬和锰等）并存时，可以降低或消除回火脆性。一般认为，抑制回火脆性的最佳钼含量（质量分数）约为 0.5%。

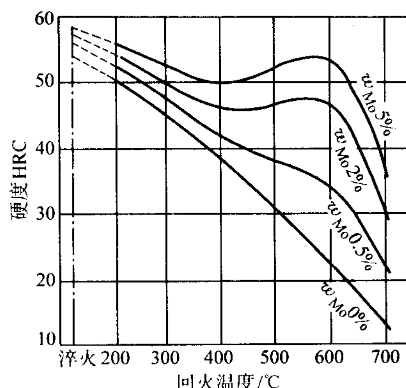


图 13.3-7 钼的回火二次硬化现象（碳的质量分数为0.35%）

钼既能对弹簧钢显微组织中的铁素体起固溶强化作用，还能提高碳化物的稳定性，因此可提高弹簧钢的强度。另据近期对中温松弛性能的研究表明，Si-Cr弹簧钢中加入钼、硅、钒对其中温（350℃左右）抗松弛性能均有好处，特别是钼的作用最大。这是因为钼不但提高回火软化抗力，而且在回火时析出细小碳化物，钉扎位错，使之难以移动。因此，要求有较高抗中温松弛性能的弹簧钢中应加入微量钼（质量分数为0.20%～0.22%）。

弹簧钢常用的钼含量（质量分数）为0.20%～0.40%。

6）硼　硼在所有元素中提高淬透性的能力最强，而且所需数量极少（质量分数为0.000 5%以上即可），所以有极明显的技术和经济效果。由图13.3-8可看出，随着硼含量的增加，非合金钢的淬透性系数几乎为直线上升，至硼含量（质量分数）为0.001%时达到最大值（由原来的1.0提高到1.7以上）。若继续增加硼含量，钢的淬透性亦不会再提高，故钢中最佳硼含量（质量分数）应控制在0.001%左右。

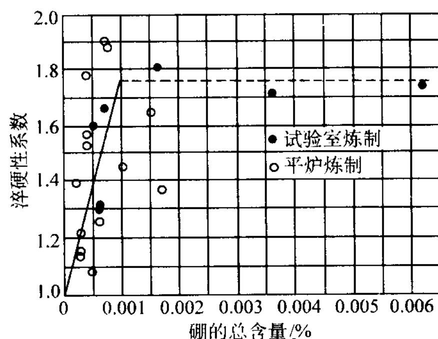


图 13.3-8 硼对中碳钢淬硬性系数的影响

图13.3-9和图13.3-10分别表示硼对等温转变曲线（试验用钢成分）(质量分数)：0.63%C，0.40%Si，0.65%Mn，0.20%Cu，0.13Cr%）和淬透性曲线（试验用钢为40Mn）的影响。

硼含量（质量分数）约0.001 0%时提高淬透性的作用大致与镍1.6%、铬0.3%、钼0.2%（质量分数）相当，因而用少量硼可以代替其他大量贵重的合金元素，所以许多弹簧钢中都加硼。近期的研究还证明硼能有效地改善弹簧钢的抗松弛性能，这又为硼在弹簧钢中的应用开辟了一条新途径。

弹簧钢中的硼含量（质量分数）约为0.000 5%～0.004 0%。硼含量不宜过高，否则会出现热脆现象，影响钢的热加工性能，锻、轧变形困难，而且容易生成硼相，产生硼脆，损伤钢的力学性能。

7）钨　弹簧钢中加钨的目的主要是为了增加回火稳定性和红硬性、热强性，对淬透性的影响则不大，按用量计，作用远不如钼、铬等元素。

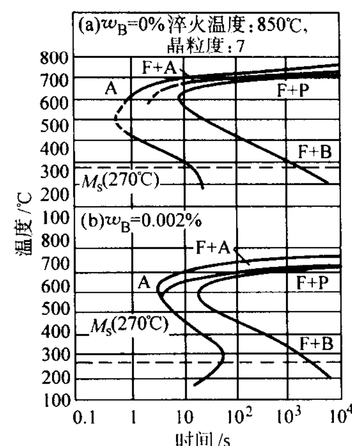


图 13.3-9 硼对等温转变曲线的影响

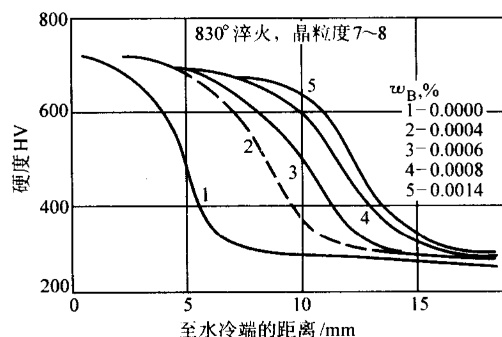


图 13.3-10 微量硼对40Mn钢淬透性的影响

钢的主要成分（质量分数）：C0.04%；Mn1.25%

因为在加热和保温过程中钨的特殊碳化物不易全部溶解，残存的一些颗粒会阻止晶粒长大，因此能减小钢的过热敏感性，使含钨钢不容易出现过热现象。我国标准弹簧钢号中只有30W4Cr2VA含钨，是优质耐热弹簧钢。

8）其他合金元素　其他如镍、铌、钛等虽然对弹簧钢的组织、性能等有一定的有利作用，但因工艺、价格等条件限制，在低合金弹簧钢中的应用并不多。

2.2 低合金弹簧钢的主要合金系

以上各种合金元素很少被单独应用，而常常是几种同时复合加入弹簧钢中以取长补短，发挥更佳的复合作用，所以形成不同的合金系列。在弹簧钢的合金系列中，最重要的是Si-Mn和Cr-Mn两大系列。

这两个系列的弹簧钢号最多，用途最广，作用最重要，可以说是低合金弹簧钢的主力。

1）Si-Mn系　此系的突出优点是具有很高的强韧性——良好的弹性极限、屈服极限、屈强比和疲劳极限，是高负荷弹簧的主要用材。特别是Si-Mn系弹簧钢具有很高的抗松弛性能，非常适合制造高工作应力的弹簧。但其不足是塑性、韧性欠佳，表面易氧化、脱碳，硅含量高时易出现石墨化。现在世界各国的弹簧钢中都设有数量不等的Si-Mn钢。主要钢号有55Si2Mn、60Si2Mn、60Si2MnA，日本的SUP6、SUP7，美国的SAE9260（H），前苏联的60C2Г等。

2）Cr-Mn系　Cr-Mn系主要钢号有55CrMnA、60CrMnA，类似钢号有美国的SAE5155H、SAE5160H，日本的SUP9、SUP9A，德国的55Cr3，以及原苏联的50XГ、50XГA，ISO8、ISO9等。这一系列的特点是淬透性高，热加工性能良好，热处理后综合力学性能优良，而且抗氧化、耐腐蚀能力较强。

在锰含量相同（质量分数约为0.65%～1.10%）时，Cr（质量分数为0.60%～1.00%）-Mn钢的淬透性明显高于Si（质量分数为1.70%～2.20%）-Mn钢（图13.3-11）。这是因为铬提高淬透性的能力比硅强。在质量分数均为1%时，铬的淬透性系数约为硅的1.8倍，所以图13.3-11中尽管铬含量比硅含量低得多，钢的淬透性反而高。

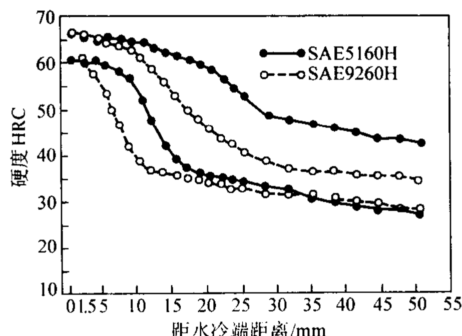


图13.3-11 Cr-Mn系（SAE5160H）与Si-Mn系（SAE9260H）弹簧钢淬透性比较（碳的质量分数皆为0.55%～0.65%）

铬锰系钢的脱碳敏感性和石墨化倾向都比硅锰钢要小(图13.3-12)。因为硅不是碳化物形成元素，提高钢的脱碳敏感性，而铬正好相反，可降低碳的扩散速度，并可在钢的表面形成较致密的薄膜而抑制脱碳反应。

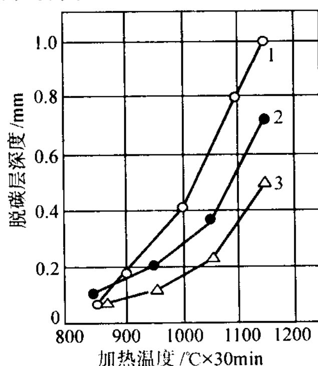


图13.3-12 脱碳层深度与温度的关系

1—碳素钢（(质量分数) 0.80%C, 2.24%Si, 0.86%Mn);
2—Si-Mn钢（(质量分数) 0.60%C, 1.70%Si, 0.75%Mn);
3—Cr-Mn钢（(质量分数) 0.60%C, 0.30%Si, 0.76%Mn, 0.87%Cr)

铬锰弹簧钢的淬透性更高，故可制造截面尺寸更大的弹簧，经热处理后整个截面的组织和性能更均匀、稳定，但其抗松弛性能一般不如硅锰弹簧钢，用于高设计应力弹簧时应注意。图13.3-13表示用扭转试验法测出的Si-Mn系弹簧钢(SAE9260H（质量分数）：0.55%～0.65%C，0.65%～1.10%Mn，1.70%～2.20%Si）和Cr-Mn系弹簧钢（SAE5160H（质量分数）：0.55%～0.65%C，0.65%～1.10%Mn，0.60%～1.00%Cr）的抗松弛性能的比较。

3）Cr-Si系　Cr-Si系综合了Si-Mn系和Cr-Mn系的优点，兼具优良的弹性、屈服强度、抗松弛性能和高的淬透性及抗氧化、抗脱碳能力，属于高级弹簧钢。主要钢号有55CrSiA（类似钢号为日本的SUP12、美国的SAE9254H，前苏联的50XCA等)、60Si2CrA（类似钢号有60C2XA、70C2XA等)。

在碳、硅、锰、铬的含量范围都不变的条件下，加入质量分数为0.10%～0.20%V，即构成Si-Cr-V系的60Si2CrVA。由于钒的有益作用，进一步改善钢的组织和性能。

4）Cr-V系　由于钒细化晶粒和沉淀强化的有利作用，以及能够提高钢的抗回火稳定性，故可弥补铬的不足，改善钢的多种性能，故Cr-V亦是低合金弹簧钢的常用合金系，代表性的钢号是50CrVA，类似钢号有SAE6150H、SUP10、50XФA、

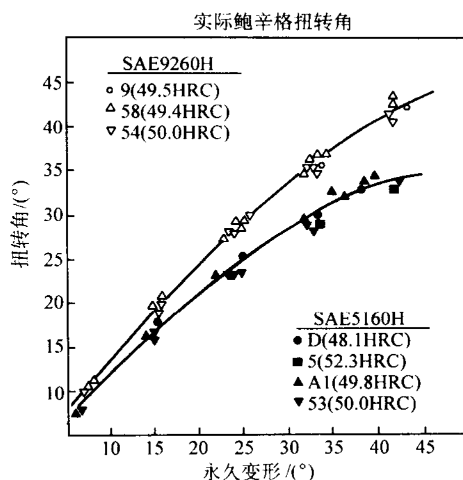


图13.3-13 Si-Mn系和Cr-Mn系弹簧钢抗松弛性能比较

ISO13等。

5）含硼系　由于硼提高淬透性的特殊作用，所以很多低合金弹簧钢都含硼，其实就是在原有合金系的基础上（碳及各合金元素含量不变）加入微量硼。由于硼量很少，对钢的生产工艺几乎没有什么影响，但性能却可明显改善。钢号有55Si2MnB、55SiMnVB、55XГР、60CrMnBA（SAE51B60H、SUP11A、ISO10）等。

3 质量及性能要求

弹簧及弹性件肩负着缓冲、减振、储能、连接、支撑、密封、传力等各种任务，作用极为重要；而且它们的工作环境、受力情况十分复杂和苛刻，必须能承受各种形式的应力应变（如拉、压、弯、扭、冲击、疲劳等)，并保证有符合要求的工作寿命和使用可靠性，所以制造弹簧的材料必须具有优良的质量和性能。

3.1 对弹簧钢的质量要求

1）冶金质量　弹簧钢的冶金质量首先应保证准确的化学成分，其次应有高的洁净度（硫、磷等杂质元素和氧、氢、氮等气体含量要低；随着弹簧设计应力提高，对砷、铅、碲、铋等微量有害元素也必须严格限制和检查)，各种非金属夹杂物不但数量要少，而且要求其具有一定的形状、尺寸、分布状况，甚至包括其化学成分。这样，经过加工和处理之后，钢材才能具有希望的显微组织和各种性能。

与洁净度同样重要的还有钢质的均匀性和稳定性，以保证制成的成批弹簧性能稳定，工作可靠。

2）表面质量　弹簧钢的表面质量要求比其他许多钢（如齿轮钢、轴承钢、结构钢等）都高，都严格。因为弹簧钢材交货状态的表面就是将来制成弹簧制品的工作表面（除去可能的喷丸处理之外对表面不做任何机械加工)，所以原来钢材表面上的各种缺陷几乎全部保留在弹簧的表面上；而弹簧承受各种载荷时，表面应力最大，因此各种破坏最易首先发生于表面，若表面存在一些缺陷，更会雪上加霜，加速破坏的出现。事实证明，弹簧的许多过早破断都与其表面质量不佳因而抗破断能力差有关。

对弹簧钢表面的各种缺陷，如裂纹、折叠、结疤、夹杂、分层以及氧化脱碳等应有严格要求，不可马虎。各国弹簧钢标准中对这方面都有明确规定。

钢材表面脱碳层的存在会降低表面硬度、强度，因而降低疲劳极限，所以容易发生疲劳破坏，降低疲劳寿命。表面脱碳层深度为0.1 mm时，疲劳寿命即明显下降。随着脱碳层深度的增加，疲劳寿命也不断下降（表13.3-1)。

表 13.3-1 脱碳层对60Si2MnRE钢板弹簧疲劳寿命的影响

脱碳层深度 /mm	淬火回火后硬度 HRC	试验应力 /MPa	断裂应力循环次数
0.089	43～44.5	637	2.45×10^5
0.141	44～45	637	1.31×10^5
0.191	43～44	637	1.29×10^5

3）钢材外形及尺寸精度 这两个因素对弹簧的制造、性能和工作寿命都有很大影响。如弹簧扁钢的厚度、宽度、平直度（镰刀弯、波浪形）等，钢丝和圆钢的直径、椭圆度等都必须达到有关规定的要求。用圆形截面的钢丝制成弹簧的强度和刚度分别与钢丝直径的3次方和4次方成正比，故其直径尺寸的很微小变化都会明显改变弹簧的强度、刚度，进而也必然会影响其疲劳寿命。

3.2 弹簧钢性能要求

1）力学性能 包括弹性极限、屈服强度、抗拉强度、硬度、塑性、韧性、屈服比等。这些性能必须达到一定的要求，才能保证制造的弹簧具有满意的工作性能和使用可靠性，以及合格的服役期限，甚至是为保证弹簧的加工、处理过程能顺利进行所必须的。当然，同时要求上述这些性能都达到很高水平是很难做到的，而且也是不必要和不合理的，而应当根据弹簧的具体工作条件和使用要求，保证最主要的某些指标具有理想的水平，其他指标不必要求过高。

疲劳破坏和弹性减退是弹簧最主要的两种破坏形式，所以对这两种性能也有严格要求。钢的抗疲劳破坏的能力与很多因素有关，如钢中的非金属夹杂物、钢的表面缺陷及脱碳、钢的显微组织等，所以疲劳极限是反映多种因素影响的一个综合指标。试验表明，中等强度钢光滑试样的旋转弯曲或轴向疲劳极限与抗拉强度（或硬度 HV）有良好的线性关系。所以从强度或硬度可推算出疲劳极限的大致水平。

弹簧钢的抗松弛能力（即弹减抗力）是保证弹簧在长期工作中具有良好形状及尺寸稳定性的一个指标，也是钢组织和性能影响的综合反映。这虽然是个比较新的问题，但随着弹簧工作应力的不断提高而受到越来越大的重视，成为近期研究、讨论的一个焦点问题。

2）工艺性能 良好的工艺性能是保证弹簧制造顺利进行及弹簧性能所必不可少的前提。包括淬透性（决定能够制造多大截面尺寸的弹簧，对热成形、大截面弹簧尤为重要）、热处理的过热敏感性、回火稳定性、加热时的脱碳敏感性、石墨化倾向等。另外加工性能好，可以提高生产率、产品合格率和弹簧的尺寸形状精度及性能，降低成本。

3）物理、化学性能 包括耐热性、耐寒性（决定弹簧可承受的工作温度范围）、磁性、导电性，抗氧化、耐腐蚀能力等。

4 弹簧钢选择应用

4.1 钢材选用

按生产工艺可将弹簧钢材分为冷拉、冷轧弹簧钢和热轧弹簧钢。它们的组织、性能和用途亦不相同。

4.1.1 冷拉、冷轧弹簧钢材

包括各种钢丝、钢带、薄板及圆钢、方钢、扁钢、异型截面钢材等。钢丝、钢带截面尺寸小，一般都是在冷态制簧——中小型、形状复杂、尺寸要求严格的弹簧、弹性件。制成的弹簧经去除应力退火即可使用，也有的还需热处理。制成的弹簧表面光洁，无（或极少）脱碳层，所以有利于疲劳性能。

冷拉弹簧钢丝可分成3种。

1）铅浴等温淬火钢丝 钢坯加热奥氏体化后在铅浴中等温处理，以形成细小珠光体组织，再冷拉到要求的尺寸。通过调整钢的碳含量及冷变形量来获得希望的力学性能。用这种钢丝冷卷制成弹簧后不再淬火回火，只需低温回火消除加工内应力（加热温度一般在250～350℃）即可使用，同时还有时效作用，所以能使弹性极限和强度略有提高。

这种钢丝的特点是强度很高，且韧性和扭转、弯曲性能良好，多用于制造各种重要弹簧，也可制造阀门弹簧。所用钢号主要是碳含量高（质量分数多在0.60%以上）的非合金钢，或者加入少量锰的65Mn、70Mn等钢。

随着钢丝直径增加，规定的强度（σ_b）和破断扭转次数都下降；在同一直径下，按强度不同分成不同组别，可以根据需要选择。

由于强度高，所以在冷态制造弹簧时比较困难，不太适合制造较大弹簧。

2）油淬火钢丝 在冷拔到规定尺寸后再进行连续加热、油淬火及铅浴（或油）回火，所以出厂时的钢丝已经具备了一定的力学性能。不需加热冷态制簧后仅做消除应力回火即可使用。其优点是整批钢丝性能均匀稳定，挺直性好，适合大批量生产。

所用钢号既有非合金弹簧钢也有合金弹簧钢，如70、80、65Mn、60Si2MnA、50CrVA、55CrSiA等。这种钢丝的抗疲劳性能、屈强比、制成弹簧的尺寸和形状稳定性、成品合格率等都很高，是高级优质钢丝，多用于制造重要的弹簧，尤其广泛作为阀门弹簧原料。

从强度性能来看，在相同钢丝直径下以Cr-Si钢最高，故55CrSiA是目前性能最好的油淬火弹簧钢丝材料（表13.3-2，表13.3-3、表13.3-4，表13.3-5）。

表 13.3-2 油淬火-回火碳素弹簧钢丝的力学性能

直径 /mm	σ_b/MPa	
	A类	B类
2.00	1 620～1 765	1 715～1 865
2.20	1 570～1 715	1 665～1 815
2.50		
3.00	1 520～1 665	1 620～1 765
3.20	1 470～1 620	1 570～1 715
3.50		
4.00	1 422～1 569	1 520～1 667
4.50	1 375～1 520	1 470～1 620
5.00	1 350～1 470	1 420～1 570
5.50	1 275～1 420	1 375～1 520
6.00		
6.50		
7.00	1 225～1 375	1 325～1 470
8.00		
9.00		
10.00	1 175～1 325	1 275～1 420
11.00		
12.00		

注：摘自 YB/T 5103—1993。

表 13.3-3　阀门用油淬火-回火 55CrSi 钢丝力学性能

直径 /mm	σ_b /MPa	ψ /%	直径 /mm	σ_b /MPa	ψ /%
1.60	1 960 ~ 2 110	—	4.00	1 815 ~ 1 960	≥40
1.80			4.50		
2.00	1 910 ~ 2 060	≥45	5.00	1 765 ~ 1 910	
2.20			5.50		
2.50			6.00	1 715 ~ 1 865	
3.00			6.50		
3.20	1 865 ~ 2 010		7.00	1 665 ~ 1 815	
3.50			8.00		

注：摘自 YB/T 5105—1993。

表 13.3-4　阀门用油淬火-回火铬钒合金弹簧钢丝（50CrVA）的力学性能

直径 /mm	σ_b /MPa	ψ /%	直径 /mm	σ_b /MPa	ψ /%
1.00	1 665 ~ 1 865	—	4.00	1 520 ~ 1 665	≥40
1.20			4.50		
1.40			5.00	1 470 ~ 1 620	
1.60			5.50		
1.80			6.00		
2.00	1 620 ~ 1 765	≥45	6.50	1 420 ~ 1 570	
2.20			7.00		
2.50			8.00	1 375 ~ 1 520	
3.00			9.00		
3.20	1 570 ~ 1 715		10.00		
3.50					

注：摘自 YB/T 5008—1993。

这种钢丝的表面质量有严格要求。作为阀门弹簧的钢丝不得有表面全脱碳层，而且需进行扭转、缠绕、弯曲、疲劳等试验。

表 13.3-5　油淬火-回火 60Si2MnA 钢丝力学性能

直径 /mm	σ_b/MPa			ψ/%
	A 类	B 类	C 类	
2.00	1 570 ~ 1 715	1 665 ~ 1 815	1 765 ~ 1 910	≥30
2.20				
2.50				
3.00				
3.20	1 520 ~ 1 665	1 620 ~ 1 765	1 715 ~ 1 865	
3.50				
4.00	1 470 ~ 1 620	1 570 ~ 1 715	1 665 ~ 1 815	
4.50				
5.00				
5.50				
6.00				
6.50				

续表 13.3-5

直径 /mm	σ_b/MPa			ψ/%
	A 类	B 类	C 类	
7.00	1 420 ~ 1 570	1 520 ~ 1 665	1 620 ~ 1 765	≥30
7.50				
8.00				
8.50				
9.00				
9.50	1 375 ~ 1 520	1 470 ~ 1 620	1 570 ~ 1 715	≥30
10.50				
11.00				
11.50				
12.00				
13.00				
14.00				

注：摘自 YB/T 5104—1993。

3）冷拉退火钢丝　可以冷拉状态交货，但多数在冷拉后经过正火、回火等处理，所以用这种钢丝制成弹簧后必须进行淬火、回火处理，才能达到要求的力学性能。所用钢号皆为合金弹簧钢，如 50CrVA、60Si2MnA、55CrSiA 等。

与前两种钢丝（用户取来制簧后不需热处理）不同，用户如果选取这种钢丝，制簧后必须自己再进行淬火和回火，所以要严格选择和控制处理设备和工艺制度，例如，加热时温度、时间控制，加热气氛的调控，弹簧热处理变形防止和校正等，以防止或减少弹簧表面脱碳、变形等，保证弹簧的性能和工作寿命。

总的来说，这种钢丝经处理后的性能均匀性、稳定性不如油淬火钢丝；而且生产率低，废品率高，易出现表面脱碳，弹簧的形状、尺寸不易控制，成本也高，所以多用于小批量弹簧的生产。

特殊性能的弹簧钢丝，如不锈、耐热弹簧钢丝使用各种不锈钢号、耐热钢号，如 3Cr13、4Cr13、1Cr18Ni9（Ti）、0Cr17Ni7Al 等，一般为固溶处理后加工硬化状态交货，制簧后经定型处理。制造的弹簧尺寸大都比较小，而且还在向着"轻、薄、短、小"的方向发展，以适应小型、精密弹簧的需要。此外，对强度等性能的要求也越来越高。

按正火后金相组织可将不锈钢丝分为 5 大类：马氏体钢、奥氏体钢、铁素体钢、奥氏体-铁素体钢、沉淀硬化型钢。但基本上是两大类，即 Cr13 型的马氏体钢和以 1Cr18Ni9 为代表的 18-8 型奥氏体钢，其他种类是由这两类派生出来的。

Cr13 型不锈钢中除 0Cr13（Al）、1Cr17 和 1Cr28 等是铁素体不锈钢外皆为马氏体不锈钢。这类钢丝在生产过程中主要是采用球化退火，而铬又是强碳化物生成元素，故造成铁素体中铬含量减小，因此钢丝非常容易锈蚀。为此必须使铬原子溶入马氏体或铁素体中，以提高其防锈性能，故这类钢丝应在淬火状态下使用。

Cr13 型钢丝的热处理有球化退火和再结晶退火两种。前者用于盘条预处理，保温温度一般为 840 ~ 880℃，若原始组织为马氏体等非平衡组织的盘条也可用在 A_{c_1} 以下的温度高温回火，使碳化物球化。再结晶退火温度在满足性能要求的条件下应当低些，对钢丝成品可采用 600℃左右加热，去除加工硬化。

奥氏体不锈弹簧钢丝经固溶处理后可提高塑性，同时改善抗腐蚀能力。

奥氏体不锈弹簧钢丝具有较高塑性，但加工硬化倾向很大，变形抗力高，故拉拔时应注意选用模具及润滑剂。

0Cr17Ni7Al（17-7PH）沉淀硬化型不锈弹簧钢丝是于20世纪60年代开发的新型弹簧钢丝，其强度和韧性都比1Cr18Ni9奥氏体不锈钢丝的高。经固溶处理后以80%左右的总压下率拉拔后，钢丝的抗拉强度可大幅度提高（由800～850 MPa到1 800～1 900 MPa）。用这种钢丝冷卷绕制成弹簧后定型处理（430～480℃）、沉淀硬化处理，可析出高度弥散分布的金属间化合物 Ni_3Al，使抗拉强度提高250～350 MPa，并获得良好的抗疲劳性能。

3Cr13、4Cr13等马氏体型不锈弹簧钢丝的强度高，可以制造尺寸较大的弹簧，耐高温，但不适宜用于强腐蚀介质中。1Cr18Ni9（Ti）等奥氏体型不锈弹簧钢丝只能制造一些小截面弹簧，仪表垫圈、挡圈等。0Cr17Ni7Al、0Cr15Ni7MoAl等沉淀硬化型不锈弹簧钢丝强度、硬度高，加工性能好，耐高温，耐蚀性与奥氏体型钢相近，可制造形状比较复杂、表面质量和性能要求高的耐蚀弹簧。

冷轧弹簧钢带、薄板等出厂时也具有要求的性能，用于制造较小弹簧或弹性件后不再淬火回火，但亦需回火，消除应力。此类材料用量不如钢丝大。

冷轧弹簧钢带使用的钢号除取自GB/T 1222—1984外，也可选用高级优质碳素工具钢，如T8A、T9A、T10A等。冷轧后也可经退火处理。

有代表性的几种冷轧钢带的力学性能如下：

70、65Mn钢冷轧带的 σ_b 为735～1 175 MPa（75～120 kgf/mm²），退火后 $\sigma_b \leqslant 637$ MPa（65 kgf/mm²），$\delta \geqslant 20\%$；

85钢冷轧带的 σ_b 为735～1 175 MPa（75～120 kgf/mm²），退火后 $\sigma_b \leqslant 735$ MPa（75 kgf/mm²），$\delta \geqslant 10\%$；

60Si2MnA钢冷轧带 σ_b 为785～1 175 MPa（80～120 kgf/mm²），退火后 $\sigma_b \leqslant 833$ MPa（90 kgf/mm²），$\delta \geqslant 10\%$。

热处理弹簧钢带是在冷轧后经过热处理，以达到规定的强度级别标准，供用户选用。对厚度1 mm以下的钢带规定必须进行弯曲试验，其反复弯曲次数应达到一定数值。

4）弹簧钢丝标准　弹簧钢丝标准按钢的成分、性能、用途等分类，所以标准数目较多（14个），形成一个较完备的标准网络。其中最早的标准之一YB248—64经1984年和1989年两次修订，并派生出几个标准。

国家标准GB/T 4357—1989《碳素弹簧钢丝》是一个重要的弹簧钢丝标准。它适用于各种机械用圆形截面的冷拉碳素弹簧钢丝。

按照用途将钢丝分为3级：

B级——用于低应力弹簧，直径0.08～13.00 mm；

C级——用于中等应力弹簧，直径0.08～13.00 mm；

D级——用于高应力弹簧，直径0.08～6.00 mm。

所用钢号主要为优质碳素弹簧钢、碳素工具钢，钢丝按抗拉强度级别供货。不同级别、不同直径钢丝的规定抗拉强度值列于表13.3-6中（中间尺寸钢丝的抗拉强度按相邻较大尺寸的规定执行。）

钢丝应进行扭转、缠绕、弯曲试验，各项试验的条件在表13.3-7和表13.3-8中列出。

钢丝表面质量应光滑，不得有裂纹、折叠、起刺、锈蚀及其他有害缺陷，但允许有深度不大于直径公差之半的个别小拉痕及润滑涂层。

钢丝按表13.3-8规定进行缠绕检验，缠绕后的试样表面不得产生裂纹和断裂。直径大于6.00 mm的钢丝应进行弯曲检验。弯曲后的试样表面不得产生裂纹或断裂。

GB/T4357—1989的内容代替YB/T 248—1964《碳素弹簧钢丝》中的Ⅱ、Ⅲ组钢丝的有关规定；而YB248—64中有关Ⅰ、Ⅱa组钢丝的规定由GB/T 4358—1995代替，其他部分由YB/T 5103—1993《油淬火回火碳素弹簧钢丝》所代替。

YB/T 550—1965《重要用途弹簧钢丝》分别由GB/T 4358—1995《琴钢丝》和YB/T 5102—1993《阀门用油淬火回火碳素弹簧钢丝》代替。

表13.3-6　钢丝的抗拉强度

直径/mm	抗拉强度/MPa		
	B级	C级	D级
0.08	2 400～2 800	2 740～3 140	2 840～3 240
0.09	2 350～2 750	2 690～3 090	2 840～3 240
0.10	2 300～2 700	2 650～3 040	2 790～3 190
0.12	2 250～2 650	2 600～2 990	2 740～3 140
0.14	2 200～2 600	2 550～2 940	2 740～3 140
0.16	2 150～2 550	2 500～2 890	2 690～3 090
0.18	2 150～2 550	2 450～2 840	2 690～3 090
0.20	2 150～2 550	2 400～2 790	2 690～3 090
0.22	2 110～2 500	2 350～2 750	2 690～3 090
0.25	2 060～2 450	2 300～2 700	2 640～3 040
0.28	2 010～2 400	2 300～2 700	2 640～3 040
0.30	2 010～2 400	2 300～2 700	2 640～3 040
0.32	1 960～2 350	2 250～2 650	2 600～2 990
0.35	1 960～2 350	2 250～2 650	2 600～2 990
0.40	1 910～2 300	2 250～2 650	2 600～2 990
0.45	1 860～2 260	2 200～2 600	2 550～2 940
0.50	1 860～2 260	2 200～2 600	2 550～2 940
0.55	1 810～2 210	2 150～2 550	2 500～2 890
0.60	1 760～2 160	2 110～2 500	2 450～2 840
0.63	1 760～2 160	2 110～2 500	2 450～2 840
0.70	1 710～2 110	2 060～2 450	2 450～2 840
0.80	1 710～2 060	2 010～2 400	2 400～2 840
0.90	1 710～2 060	2 010～2 350	2 350～2 750
1.00	1 660～2 010	1 960～2 300	2 300～2 690
1.20	1 620～1 960	1 910～2 250	2 250～2 550
1.40	1 620～1 910	1 860～2 210	2 150～2 450
1.60	1 570～1 860	1 810～2 160	2 110～2 400
1.80	1 520～1 810	1 760～2 110	2 010～2 300
2.00	1 470～1 760	1 710～2 010	1 910～2 200
2.20	1 420～1 710	1 660～1 960	1 810～2 110
2.50	1 420～1 710	1 660～1 960	1 760～2 060
2.80	1 370～1 670	1 620～1 910	1 710～2 010
3.00	1 370～1 670	1 570～1 860	1 710～1 960
3.20	1 320～1 620	1 570～1 810	1 660～1 910
3.50	1 320～1 620	1 570～1 810	1 660～1 910
4.00	1 320～1 620	1 520～1 760	1 620～1 860
4.50	1 320～1 570	1 520～1 760	1 620～1 860
5.00	1 320～1 570	1 470～1 710	1 570～1 810
5.50	1 270～1 520	1 470～1 710	1 570～1 810

续表 13.3-6

直径 /mm	抗　拉　强　度/MPa		
	B级	C级	D级
6.00	1 220 ~ 1 470	1 420 ~ 1 660	1 520 ~ 1 760
6.30	1 220 ~ 1 470	1 420 ~ 1 610	—
7.00	1 170 ~ 1 420	1 370 ~ 1 570	—
8.00	1 170 ~ 1 420	1 370 ~ 1 570	—
9.00	1 130 ~ 1 320	1 320 ~ 1 520	—
10.00	1 130 ~ 1 320	1 320 ~ 1 520	—
11.00	1 080 ~ 1 270	1 270 ~ 1 470	—
12.00	1 080 ~ 1 270	1 270 ~ 1 470	—
13.00	1 030 ~ 1 220	1 220 ~ 1 420	—

表 13.3-7　钢丝扭转试验条件

钢丝直径 /mm	扭转次数（≥）	
	B、C级	D级
≤2.00	20	18
>2.00 ~ 3.00	15	13
>3.00 ~ 4.00	12	8
>4.00 ~ 5.00	10	5
>5.00 ~ 6.00	8	3

注：扭转时，钢丝在规定扭转次数以内，表面不得有肉眼可见的裂纹和分层。

表 13.3-8　钢丝缠绕试验条件

钢丝级别	钢丝直径 d/mm	芯棒直径/mm	缠绕圈数
B、C级	≤6.00	d	≥2
D级	≤4.00	d	≥2
D级	>4.00	$2d$	≥2

YB/T 249—1964《合金弹簧钢丝》修订为 GB/T 5218—1999《合金弹簧钢丝》。第一个油淬火回火阀门用 Cr-V 合金弹簧钢丝标准 GB/T 2271—80 被 YB/T 5008—1993 取代。

各个弹簧钢丝标准既有不同的适用范围和技术要求，又有相互对应、相互补充的关系，共同构成一个较完整的弹簧钢丝标准网络，便于弹簧钢丝的生产、选择和应用，如表 13.3-9 和表 13.3-10 所示。

由上述两表可知，钢号和用途相同的钢丝可以不同状态交货，而同样用途和相同交货状态的钢丝可以选用不同钢号，满足不同性能要求。例如，制造阀门弹簧可根据其工作条件和性能要求选用琴钢丝、油淬火碳素钢丝和油淬火 Cr-V、Cr-Si 钢丝。

冶金工业部推荐标准 YB/T 11—1983《弹簧用不锈钢丝》中根据牌号和抗拉强度将钢丝分为 A、B、C 3 组。A 组钢丝的尺寸范围为 0.08 ~ 8.0 mm，B 组为 0.08 ~ 12.0 mm，C 组为 0.1 ~ 6.0 mm。

表 13.3-9　弹簧钢丝标准分类

类　别	技术标准	钢丝名称	主要钢号	工艺要点及应用
A	GB/T 4357—1989	碳素弹簧钢丝	70，T9A	钢丝经铅淬火后冷拉成形，供冷绕弹簧用，再经 220 ~ 420℃ 回火处理
	GB/T 4358—1995	重要用途碳素弹簧钢丝	T8MnA，65Mn	
	YB/T 5218—1993	乐器钢丝	T8MnA	
	YB/T 5220—1993	非机械用碳素弹簧钢丝	60 ~ 70	
B	GB/T 5218—1999	合金弹簧钢丝	60Si2MnA，50CrVA，55CrSiA	钢丝退火后磨光或退火后轻微冷拉整形供货。绕簧后再淬火回火处理
	YB/T 5136—1993	阀门用铬钒弹簧钢丝	50CrVA	
C	YB/T 5008—1993	阀门用油淬火-回火铬钒合金弹簧钢丝	50CrVA	钢丝冷加工成形后经油淬火-回火处理供货，冷绕弹簧后中温定型处理
	YB/T 5102—1993	阀门用油淬火-回火碳素弹簧钢丝	65Mn，70	
	YB/T 5105—1993	阀门用油淬火-回火铬硅弹簧钢丝	55CrSiA	
	YB/T 5103—1993	油淬火-回火碳素弹簧钢丝	55 ~ 80	
	YB/T 5104—1993	油淬火-回火硅锰弹簧钢丝	60Si2MnA	
D	YB/T 11—1983	不锈弹簧钢丝	1Cr18Ni9，0Cr19Ni10，0Cr17Ni8Al，0Cr17Ni12Mo2	固溶处理后加工硬化状态交货，绕簧后经定型处理

表 13.3-10 弹簧钢丝标准间的关系

冷拉	油淬火
钢种和用途相同但交货状态不同	
GB/T 4357—1989（碳素）	YB/T 5103—1993（碳素）
GB/T 4358—1995	YB/T 5102—1993（阀门，碳素）
YB/T 5316—1993（Cr-V）	YB/T 5008—1993（阀门，Cr-V）
GB/T 5218—1999（Cr-Si）	YB/T 5105—1993（阀门，Cr-Si）
GB/T 5218—1999（Si-Mn）	YB/T 5104—1993（Si-Mn）
交货状态和用途相同但钢号不同	
碳素钢	合金钢
GB/T 4357—1989（碳素）	GB/T 5218—1999（Si-Mn）
	GB/T 5218—1999（Cr-V）
	GB/T 5218—1999（Cr-Si）
GB/T 4358—1995	YB/T 5136—1993（阀门，Cr-V）
YB/T 5103—1993（油淬）	YB/T 5104—1993（油淬，Si-Mn）
YB/T 5102—1993（阀门）	YB/T 5008—1993（阀门，油淬，Cr-V）
	YB/T 5105—1993（阀门，油淬，Cr-Si）

直径不大于 4 mm 的钢丝端头翘起的最大值列于表 13.3-11。

表 13.3-11 钢丝端头翘起最大值 mm

钢丝直径	翘起最大值
≤0.50	40
>0.5～4.0	30

钢号为 1Cr18Ni9 和 0Cr19Ni10，0Cr17Ni12Mo2，0Cr17Ni8Al，经协商后亦可用其他牌号。钢丝的抗拉强度值应达到表 13.3-12 的规定。0Cr17Ni8Al 经过（470±10）℃，1 h 空冷的沉淀硬化处理后，抗拉强度增加值不应小于 245 MPa（25 kgf/mm²）。

直径不大于 4 mm 的钢丝应做扭转试验。扭转断口应垂直于轴线，不得有裂纹；扭转后表面不得有裂纹、折叠、起刺。钢材表面亦不应有裂纹、折叠、起刺等缺陷，但允许有深度不超过直径允许公差之半的划痕、凹陷存在。

表 13.3-12 钢丝抗拉强度

钢丝直径 /mm	抗拉强度/MPa A组 1Cr18Ni9 0Cr19Ni10 0Cr17Ni12Mo2	抗拉强度/MPa B组 1Cr18Ni9 0Cr19Ni10	抗拉强度/MPa C组 0Cr17Ni8Al
0.080 0.090	1 620～1 860	2 155～2 400	—
0.10 0.12 0.14 0.16 0.18 0.20	1 620～1 860	2 155～2 400	1 960～2 205
0.23	1 570～1 815	2 060～2 305	1 960～2 205
0.26 0.29 0.32 0.35 0.40	1 570～1 815	2 060～2 305	1 910～2 155

续表 13.3-12

钢丝直径 /mm	抗拉强度/MPa A组 1Cr18Ni9 0Cr19Ni10 0Cr17Ni12Mo2	抗拉强度/MPa B级 1Cr18Ni9 0Cr19Ni10	抗拉强度/MPa C组 0Cr17Ni8Al
0.45 0.50 0.55 0.60 0.65 0.70	1 570～1 815	1 960～2 205	1 815～2 060
0.80 0.90 1.00	1 470～1 715	1 865～2 110	1 765～2 010
1.20 1.40	1 373～1 620	1 765～2 010	1 665～1 910
1.60 1.80 2.00	1 325～1 570	1 665～1 910	1 570～1 815
2.30 2.60	1 275～1 520	1 590～1 815	1 470～1 715
2.80 3.20 3.50 4.00	1 175～1 420	1 470～1 715	1 375～1 620
4.50 5.00 5.50 6.00	1 080～1 325	1 375～1 620	1 275～1 520
6.50 7.00 8.00	980～1 225	1 275～1 520	—
9.00	—	1 130～1 375	—
10.00	—	980～1 225	—
12.00	—	833～1 130	—

4.1.2 热轧弹簧钢

（1）弹簧钢标准

自 1952 年我国制订第一个弹簧钢标准，中间经过 3 次修订，到 1984 年总共经过 4 代，其演变过程如表 13.3-13 所示。

我国第一个弹簧钢部颁标准是 1952 年制定的《重 9—52》，它实际上是以前苏联弹簧钢标准 ГОСТ2052—43 为蓝本的。标准中共含钢号 17 个（表 13.3-14），其中碳素钢 4 个，锰钢 1 个，硅锰钢 5 个，铬锰钢 2 个，铬硅钢、硅铬钒钢、硅锰钨钢、铬钒钢、硅镍钢各 1 个。Si-Mn 系钢所占比例最大（约占 30%）。

经过 17 年实际应用之后，随着我国汽车、机车等工业的发展，该标准中的一些技术条件已经不能适应要求。为此，在 1959 年又推出第二个标准—— YB8—59《热轧扁形及螺旋弹簧钢技术条件》。它是在重 9—52 基础上参考前苏联标准 ГОСТ2052—53，结合国内情况而制定的。

表 13.3-13 弹簧钢标准演变过程

次序	第Ⅰ代	第Ⅱ代		第Ⅲ代		第Ⅳ代
代号	重9—52	YB8—59	YB213—64	GB1222—75	YB847—75	GB/T 1222—1984
名称		热轧扁形及螺旋弹簧钢技术条件	热轧优质扁形弹簧钢	热轧弹簧钢技术条件	热轧弹簧扁钢品种	弹簧钢
标准说明	我国第一个弹簧钢标准	取代重9—52的一般弹簧钢标准	汽车专用弹簧钢标准，弥补YB8—59之不足	将YB8—59和YB213—64合二为一后修订	将YB8—59和YB213—64中扁钢品种部分合二为一	将GB1222—75和YB847—75合并，并参考国外标准而修订

表 13.3-14 重9—52标准所含钢号

系列	碳素	Mn	Si-Mn	Si-Cr	Si-Cr-V	Si-Mn-W	Cr-V	Cr-Mn	Si-Ni
个数	4	1	5	1	1	1	1	2	1
钢号	65 70 75 85	65Mn	55MnSi 55Si2Mn 60Si2Mn 60Si2MnA 70Si3MnA	60Si2CrA	60Si2CrVA	65Si2MnWA	50CrVA	50CrMn 50CrMnA	60Si2Ni2A

与重9—52相比，YB8—59有以下变化：

1）钢种增加（由17个增至25个） 即去除原有的60Si2Ni2A，增加7个前苏联钢号（60Mn、55SiMn、60SiMn、60SiMnA、50Si2Mn、63Si2MnA、50CrMnVA）和2个德国钢号（65SiCrA和30W4Cr2VA）。

2）Si-Mn钢比例进一步增大 由原来的约占30%提高到占40%。

3）冶炼方法变化 国内转炉炼钢已取得相当进展，故标准中对冶炼方法规定除用电弧炉、平炉外，在保证质量的前提下允许用其他方法。这对转炉生产弹簧钢起了一定促进作用。

4）标准水平明显提高 碳含量范围由原来规定的0.10%缩小为0.08%，表明炼钢技术水平提高，有利于钢质量和性能稳定及弹簧的制作和应用。对脱碳层的规定严于重9—52，但低于原苏联标准ГОСТ 2052—53（表13.3-15）。

表 13.3-15 脱碳层规定比较

扁钢厚度及条钢截面尺寸（方钢边长或圆钢直径）/mm		YB8—59		ГОСТ 2052—53	重9—52
		1级	2级		
含硅的扁钢和条钢	≤8 >8	2.5% 2.0%	3.0% 2.5%	2.5% 2.0%	无具体要求（根据用户要求而定）
其他钢号的扁钢或条钢	≤8 >8	2.0% 1.5%	2.5% 2.0%	2.0% 1.5%	

作为第二代标准的另一个弹簧钢标准YB 213—64《热轧优质扁形弹簧钢》是汽车专业用钢标准。适用于制造汽车、拖拉机扁形弹簧用热轧优质弹簧钢，目的是弥补YB 8—59之不足。

YB 213—64在参考YB 8—59、ГОСТ 2052—53和ГОСТ 7419—55等标准后，并根据生产和使用单位的实测数据制定的，以满足汽车制造等工业发展的需要。

因为是专用钢标准，故所含钢号较少，仅有11个：Mn钢1个（65Mn），Si-Mn系7个（55SiMn，60SiMn，60SiMnA，55Si2Mn，60Si2Mn，60Si2MnA，63Si2MnA），Cr-Mn系2个（50CrMn，50CrMnA），Cr-Mn-V系1个（50CrMnVA）。不含非合金钢。

YB 213—64的水平较YB 8—59又有较大提高（如宽度公差、截面上各处厚度差、非金属夹杂物、表面质量、脱碳层等）。

为简化标准，便于生产和管理，1975年将基础标准YB 8—59和汽车专用标准YB 213—64合并，成为新标准GB 1222—75《热轧弹簧钢技术条件》。同时又将其中的热轧扁钢品种分离出来，单独成为一个标准—— YB 847—75。

GB 1222—75共包含19个钢号，其中15个取自YB 8—59（另外10个钢号因产量少或可用其他钢代替而未纳入GB 1222—75），并加入自行研制的4个新钢号（55SiMnVB、55SiMnMoV、55SiMnMoVNb和55Si2MnB）。标准内新增加对钢材硬度的规定，为的是保证生产中下料、冲孔等工艺顺利进行。还明确规定了允许存在的低倍缺陷，提高了对脱碳层（尺寸大于30 mm的钢材加严0.5%）、宽度公差（要求提高10%～20%）的要求。

而YB 847—75中列入4种截面形状的扁钢，其中平斜扁钢和单面双槽扁钢都是新纳入的。后者的主要优点是可节约钢材10%而强度保持不变。在扁钢弯曲度、尺寸公差等方面与用户要求尚有一定差距。

上述两个标准中的钢号仍以Si-Mn系钢为主，用户和设计部门选材受到限制，且与大多数国家弹簧钢钢号的对应性差，标准水平也有一定差距（如二级脱碳标准、尺寸精度等）。

在参考美、日、ISO等标准基础上，对GB 1222—75加以修订，1984年推出新标准GB 1222—84。新标准又将扁钢品种与基础标准合在一起，并把冷拉材料部分（冷拉圆、方、扁、异形截面钢材）也纳入GB 1222—84，从而使标准内容更完善，有利于生产、管理和应用。

（2）热轧（冷拉）弹簧钢钢材

GB 1222—84弹簧钢标准适用于热轧和冷拉的圆、方、

扁及异型截面弹簧钢钢材。钢材可按力学性能交货，亦可按淬透性交货（牌号后加“Z”）。

标准中包括钢号17个，其化学成分和热处理后的力学性能分别列于表13.3-16和表13.3-17。

表13.3-16 弹簧钢的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	V	其 他
65	0.62~0.70	0.17~0.37	0.50~0.80	0.035	0.035	≤0.25	—	—
70	0.67~0.75	0.17~0.37	0.50~0.80	0.035	0.035	≤0.25	—	—
85	0.82~0.90	0.17~0.37	0.50~0.80	0.035	0.035	≤0.25	—	—
65Mn	0.62~0.70	0.17~0.37	0.90~1.20	0.035	0.035	≤0.25	—	—
55Si2Mn	0.52~0.60	1.50~2.00	0.60~0.90	0.035	0.035	≤0.35	—	—
55Si2MnB	0.52~0.60	1.50~2.00	0.60~0.90	0.035	0.035	≤0.35	—	B：0.000 5~0.004
55SiMnVB	0.52~0.60	0.70~1.00	1.00~1.30	0.035	0.035	≤0.35	0.08~0.16	B：0.000 5~0.003 5
60Si2Mn	0.56~0.64	1.50~2.00	0.60~0.90	0.035	0.035	≤0.35	—	—
60Si2MnA	0.56~0.64	1.60~2.00	0.60~0.90	0.030	0.030	≤0.35	—	—
60Si2CrA	0.56~0.64	1.40~1.80	0.40~0.70	0.030	0.030	0.70~1.00	—	—
60Si2CrVA	0.56~0.64	1.40~1.80	0.40~0.70	0.030	0.030	0.90~1.20	0.10~0.20	—
55CrMnA	0.52~0.60	0.17~0.37	0.65~0.95	0.030	0.030	0.65~0.95	—	—
60CrMnA	0.56~0.64	0.17~0.37	0.70~1.00	0.030	0.030	0.70~1.00	—	—
60CrMnMoA	0.56~0.64	0.17~0.37	0.70~1.00	0.030	0.030	0.70~0.90	—	Mo：0.25~0.35
50CrVA	0.46~0.54	0.17~0.37	0.50~0.80	0.030	0.030	0.80~1.10	0.10~0.20	—
60CrMnBA	0.56~0.64	0.17~0.37	0.70~1.00	0.030	0.030	0.70~1.00	—	B：0.000 5~0.004
30W4Cr2VA	0.26~0.34	0.17~0.37	≤0.40	0.030	0.030	2.00~2.50	0.50~0.80	W：4.0~4.5

注：1. 摘自GB/T 1222—1984。
2. 残余Cu质量分数均≤0.25%；残余Ni质量分数：65、70、85，65Mn钢为≤0.25%，其余钢号均≤0.35%。

表13.3-17 热处理制度及力学性能

牌 号	热处理制度			力学性能≥				
	淬火温度 /℃	淬火剂	回火温度 /℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	δ/% δ_5	δ_{10}	收缩率 ψ /%
65	840	油	500	784	980		9	35
70	830	油	480	833	1030		8	30
85	820	油	480	980	1 125		6	30
65Mn	830	油	540	784	980		8	30
55Si2Mn	870	油	480	1 175	1 275		6	30
55Si2MnB	870	油	480	1 175	1 275		6	30
55SiMnVB	860	油	460	1 225	1 370		5	30
60Si2Mn	870	油	480	1 175	1 275		5	25
60Si2MnA	870	油	440	1 370	1 570		5	20
60Si2CrA	870	油	420	1 570	1 765	6		20
60Si2CrVA	850	油	410	1 666	1 862	6		20
55CrMnA	830~860	油	460~510	1 078	1 225	9		20
60CrMnA	830~860	油	460~520	1 078	1 225	9		20
60CrMnMoA	(830~860)	(油)	(510~570)	(1 078)	(1 225)	(10)		(30)
50CrVA	850	油	500	1 127	1 274	10		40
60CrMnBA	830~860	油	460~520	1 078	1 225	9		20
30W4Cr2VA	1 050~1 100	油	600	1 323	1 470	7		40

注：1. 摘自GB/T 1222—1984。
2. 60CrMnMoA的热处理制度及力学性能引自JISG4801—1984之SUP13。

热轧或冷拉圆、方、扁、异型截面钢材的尺寸一般较大，通常需加热至较高温度后制成弹簧，然后再淬火回火处理。

材料可以热轧态交货或经过热处理后交货；但交货状态的硬度应符合标准规定（见表13.3-18）。钢材一般按力学性能交货，如果有要求，亦可按淬透性交货，则应在钢号后加缀字母“Z”，如60CrMnMoAZ。

表13.3-18 交货状态钢材的硬度

组号	牌 号	交货状态	≤HB
1	65，70	热轧	285
2	85，65Mn，55Si2Mn		302
3	60Si2Mn，60Si2MnA，50CrVA，55SiMnVB，55Si2MnB，55CrMnA，60CrMnA		321
4	60Si2CrA，60Si2CrVA，60CrMnBA，60CrMnMoA，30W4Cr2VA	热轧＋热处理	321
5	所有牌号	冷拉＋热处理	321

热轧及冷拉的圆、方、扁、异型截面等钢材主要用于制造尺寸较大的各种弹簧及弹性件，为保证弹簧的性能和工作寿命，首先应当注意其淬透性，以保证能够淬透。其次要注意表面质量和热处理中弹簧的形状和尺寸的变化，以及表面氧化脱碳和石墨化等问题。

55SiMnVB和55Si2MnB钢需做淬透性试验，前者在距水冷末端9 mm处硬度不小于52HRC，后者在距水冷末端6 mm处硬度不小于52HRC。热处理后交货的Si-Mn弹簧钢断口上不应有肉眼可见的石墨炭。

钢材总脱碳层（铁素体＋过渡层）深度每边不得大于表13.3-19的规定，亦可按双方协议。

表13.3-19 总脱碳层深度

钢 组	公度直径或厚度/mm	总脱碳层深度不大于直径或厚度的分数/%		
		热轧材一级	热轧材二级	冷拉材
硅弹簧钢	≤8	2.5	3.0	2.0
	>8～30	2.0	2.5	1.5
	>30	1.5	2.0	—
其他钢	≤8	2.0	2.5	1.5
	>8	1.5	2.0	1.0

热轧钢材表面不应有裂纹、折叠、结疤、夹杂、分层、压入的氧化铁皮。局部缺陷应予倾斜消除，但不得使用铲凿方法。清除的宽度不小于清除深度的5倍。

4.2 钢号选用

4.2.1 非合金弹簧钢与合金弹簧钢比较

弹簧钢中的非合金弹簧钢因碳含量高又不含合金元素，故其强度高、价格便宜，但是也有其不足。主要是：

1）淬透性低，因此只能用来制造尺寸较小（截面尺寸）的弹簧。

2）热强性差，所制弹簧的工作温度受限，通常最高只能达到100～120℃。

3）塑性、韧性及疲劳性能较低，故最好用于应力条件不苛刻的某些不太重要的弹簧。

4）抗氧化、耐腐蚀能力低，所以弹簧的工作环境有一定限制。

以上各种原因使非合金弹簧钢大多制造成钢丝、钢带、薄板，制造小型弹簧、弹性件，也可轧成扁钢制造叠板弹簧。

与之相比，合金弹簧钢在上述几方面都显示出优越性。例如，其淬透性高，综合力学性能好，热强性、抗寒性、抗氧化、耐腐蚀能力强等，故一些尺寸大、要求较高的重要弹簧大多选用合金弹簧钢制造，但其价格也高。所以选择材料时应综合考虑，既要满足使用要求，又要合理用材，充分发挥材料的潜能。

4.2.2 合金弹簧钢

合金弹簧钢有多种合金系及几十个钢号。这些钢号各有自己的特点，可以满足不同的使用要求。在根据产品选择材料时应从以下几个方面考虑。

（1）钢材的截面尺寸

钢的淬透性大小基本上决定了它能够制造的最大弹簧或弹性件的尺寸，所以它既是弹簧钢的重要性能，也是选择钢号时的重要依据。

为使弹簧淬火后整个截面有均匀稳定的组织和性能，必须能够淬透，也就是弹簧钢要有足够的淬透性。对于大型弹簧（如热成型弹簧、中间厚的变截面弹簧等）和工作应力高、工作寿命要求长的重要弹簧，尤其要注意这一点。

弹簧淬火后得到马氏体组织，回火后才能得到托氏体或托氏体与索氏体混合组织，保证有理想的弹性极限、疲劳性能。如果钢的淬硬性不够，弹簧心部出现非马氏体转变组织（如铁素体、珠光体等），就会降低弹簧的性能和工作寿命。

影响钢淬透性的主要因素是化学成分，其次是晶粒度。除碳之外，以固溶状态存在的合金元素（钴和铝例外）都能提高淬透性，易使晶粒粗化的元素也能提高淬透性。其中锰、钼、铬的作用较大，硼（只需极微量，超过一定数量反而不好，最佳量的质量分数在0.001 0%左右）作用尤为突出。所以Cr-Mn系弹簧钢的淬透性一般都高于Si-Mn钢，含硼钢的淬透性都很优秀，需求高淬透性时可选用这些钢。

由于铬、锰、钼的共同作用，Cr-Mn-Mo系淬透性极高，可以用来制造超大型弹簧。

标准弹簧钢的淬透性有高有低，已经形成系列（表13.3-20），能够满足各种要求。可以根据所需钢材的截面尺寸由表13.3-20选择淬透性合适的钢号。

表13.3-20 弹簧钢油淬的淬透尺寸 mm

钢号	近似钢号	直径 板厚（中心50%以上马氏体）		直径 板厚（中心80%以上马氏体）	
85	SUP3，ISO2	18	11	12	8
60Si2Mn	SUP6，ISO5	30	18	12	8
60Si2MnA	SUP7，ISO6，SAE9260（H）	40	24	20	14
55CrMnA	SUP9，ISO8，SAE5155H	55	33	28	18
60CrMnA	SOP9A，ISO9，SAE5160H	60	36	33	22
50CrVA	SOP10，ISO13，SAE6150H	60	36	40	27
60CrMnBA	SUP11A，ISO10，SAE51B60H	75	45	35	24
55CrSiA	SUP12，SAE9254			35	24
60CrMnMoA	SUP13，ISO12，SAE416（H）			70	47

原来钢材淬火后心部需获得质量分数为50%以上的马氏体组织，随着弹簧工作应力提高和疲劳寿命延长，现在要求淬火后心部应有质量分数为80%马氏体组织，因此对钢材淬透性的要求更严，选择钢材时也应更加严格和谨慎（见表13.3-20）。由表13.3-21内55Si2Mn和55Si2MnB扁钢疲劳寿命的变化可以看出淬透性的影响。

表 13.3-21 淬透性对疲劳寿命的影响

钢号	HRC		疲劳寿命/次（5~10个数值平均值）
	距水冷端 6 mm 处	距水冷端 9 mm 处	
55Si2Mn	40	32.5	11.63×10^4
	50	36	12.42×10^4
	62	57	14.01×10^4
55Si2MnB	62	58	39.4×10^4

(2) 弹簧的应力条件

弹簧的用途不同，工作时所受载荷、应力也不相同，故应选择能够承受工作应力的钢种，但也不应要求过高而造成浪费。

对主要受静载荷或对疲劳寿命要求不高的弹簧，可选用非合金弹簧钢或成分简单的合金钢（如65Mn）。承受较大动载荷或疲劳寿命要求高的重要弹簧应选用合金弹簧钢。每种钢号都有一定的许用应力范围（表 13.3-22），但是许用应力还与弹簧的工作温度、环境介质、载荷的性质等许多因素有关，所以必须进行综合考虑。

表 13.3-22 弹簧钢的许用应力 MPa

材料种类	钢种	钢号	许用切应力			许用弯曲应力	
			Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅱ	Ⅲ
冷拉钢丝	非合金钢	65，70	$0.3\sigma_b$	$0.4\sigma_b$	$0.5\sigma_b$	$0.5\sigma_b$	$0.625\sigma_b$
	合金弹簧钢	65Mn	$0.3\sigma_b$	$0.4\sigma_b$	$0.5\sigma_b$	$0.5\sigma_b$	$0.625\sigma_b$
		60Si2Mn 60Si2MnA 60Si2CrA	470	627	784	784	980
		60Si2CrVA	558	744	931	931	1 170
		50CrVA 30W4Cr2VA	461	588	735	735	921
	不锈弹簧钢	1Cr18Ni9（Ti）	328	431	539	539	676
		3Cr13 4Cr13	441	588	735	735	921
		0Cr17Ni7Al 0Cr15Ni7Mo2Al	470	627	784	784	980
热轧材	合金弹簧钢	65Mn	412	459	686	686	862
		60Si2Mn 60Si2MnA	470	627	784	784	980
		60Si2CrA	529	706	882	882	1 107
		60Si2CrVA	559	745	931	931	1 078
		50CrVA 30W4Cr2VA	441	588	735	735	921

(3) 工作温度和环境介质

每种弹簧钢能够承受的工作温度和环境介质都有一定限制，所以选择弹簧材料时应当考虑这一点。总的来看，非合金弹簧钢能够承受的工作温度较低，合金弹簧钢较高，且随合金元素含量增加而提高，例如，30W4Cr2VA 钢可达到500℃（表 13.3-23）。但是很多因素，如弹簧应力条件、寿命要求、高温持续时间等，甚至材料的状态（钢丝是冷拉态还是经过淬火回火处理）都会影响这一温度，例如，50CrVA在工作应力较低，载荷交变次数有限时最高工作温度可达400℃，而在无限次交变载荷作用下只能用于200℃以下。

一般弹簧钢的最低工作温度都能达到－40℃甚至更低，奥氏体不锈弹簧钢（1Cr18Ni9（Ti））等可达到－250℃。

非合金弹簧钢的耐腐蚀能力低，只能用于大气中或弱腐蚀介质中，合金弹簧钢稍好。若要求弹簧有比较高的耐腐蚀等性能，应根据环境介质条件选用不同的不锈钢、耐蚀钢等材料。

(4) 经济性

为降低材料成本和充分发挥材料的潜力，选材时应力求经济、合理。在能满足工作条件和使用要求下尽量选用成分简单、合金元素含量低的钢；另外，对钢材的冶金质量、表面质量、尺寸精度等也不应要求过高，否则会增加无谓的经济负担。

表 13.3-23 常用弹簧钢的工作温度

钢 种	钢 号	推荐使用硬度 HRC	推荐使用温度/℃
非合金弹簧钢	65，70		－40～120
合金弹簧钢	65Mn	45～50	－40～120
	60Si2Mn 60Si2MnA 55Si2Mn	45～50	－40～250
	60Si2CrA	47～52	－40～300
	60Si2CrVA	45～50	－40～400
	50CrVA	45～50	－40～400
	30W4Cr2VA	43～47	－40～500
高合金弹簧钢	W18Cr4V	50～54	－40～400
	1Cr18Ni9（Ti）		－250～290
	3Cr13，4Cr13	48～53	－40～400
	0Cr17Ni7Al 0Cr15Ni7Mo2Al	47～50	－40～350 －40～425

5　弹簧钢热处理

用弹簧钢材制造弹簧及弹性零件有两种工艺路线，制簧后所采用的热处理工艺也不相同。

5.1　制簧后低温回火

冷拉钢丝中的铅浴等温淬火钢丝、油淬火回火钢丝等和冷轧钢带在交货状态下已经具备所需的力学性能。用这类材料制成弹簧后不需再淬火、回火，只要经过低温回火，消除加工应力后即可应用。

消除冷加工成形所产生的内应力的回火处理温度一般为 250～350℃，所以同时还有时效作用，因而可稍稍提高弹簧的弹性极限和强度。这样生产的弹簧表面光洁，无脱碳现象，有利于弹簧的抗疲劳性能，但因成形问题而不适用于较大尺寸的弹簧。

去除加工应力的回火温度要适当，过低不能充分去除内应力，影响弹簧的工作性能和使用寿命，过高则会降低抗拉强度和弹性极限。表 13.3-24 和表 13.3-25 分别给出冷拉钢丝和几种常用弹簧钢丝的去除内应力回火温度。

表 13.3-24　冷拉钢丝制簧后的回火温度

工作条件		一般	苛刻	工作温度较高
回火温度/℃		215～230	230～260	275～290
不同直径（mm）钢丝的回火时间/min	<1.27	15～25	20～30	30～45
	1.28～3.05	20～25	30～40	45～60
	3.06～9.53	25～30	40～50	60～80
	>9.53	30～45	50～60	60～90

表 13.3-25　几种弹簧钢丝去除内应力回火温度

钢　丝	冷卷簧后去除内应力回火温度/℃
油淬火碳素钢丝	230～290
Cr-V 钢丝	315～370
Cr-Si 钢丝	425～455
65Mn 钢丝（重要用途）	340±10

注：回火时间一般不超过 30 min。

5.2　制簧后淬火和中温回火

用热轧、冷拉弹簧钢材加热至高温（约 900℃以上）制成弹簧后需进行淬火和中温回火处理，才能达到所要求的性能。一些经冷成形制造的弹簧也需进行这样的处理。

弹簧钢的淬火回火处理与调质钢的调质处理不同之处在于前者的回火温度较低，回火温度一般为 400～550℃，即中温回火，而调质钢则为高温回火。

弹簧钢淬火后只有在中温回火才能得到良好的综合力学性能。经验证明，在 400～450℃回火后，弹簧钢的弹性极限最高，经 450～550℃回火的弹簧钢抗疲劳性能最佳。经中温回火后，弹簧钢的显微组织多为屈氏体或托氏体与索氏体的混合组织，硬度大约为 40～50HRC。在这样的硬度范围内钢的屈强比高，弹簧的工作性能好。

但是，中温回火的温度范围恰好是容易出现回火脆区的温度区间，为此回火时间不宜过长，回火后快冷（水冷或油冷），以尽量防止出现回火脆性。回火温度和时间应根据钢号的化学成分、弹簧的工作条件和性能要求等来选择。

弹簧钢淬火处理的冷却因情况不同而采用水冷或油冷，应根据钢的化学成分、淬透性、弹簧的尺寸和形状等选择，保证既能淬透又不产生过大内应力及裂纹。一般碳含量较低的弹簧钢可用水淬，碳含量超过 0.50%的非合金弹簧钢和碳含量超过 0.40%的合金弹簧钢应该油淬。

当弹簧热成形的终了温度高于钢的淬火温度时也可以空冷至淬火温度而进行直接淬火。若热成形温度及成形终止温度偏高，钢的晶粒度会较大而且不均匀，则需先空冷至室温或稍高一点的温度（200～300℃）再重新加热后淬火。

5.3　其他形式热处理

5.3.1　等温淬火

等温淬火可形成下贝氏体组织，得到较好的综合力学性能和抗疲劳性能，而且还能够降低淬火处理的热应力及组织转变的应力，减小热处理变形及开裂危险。这种处理尤其适合碳及合金元素含量高，淬火开裂敏感性大的弹簧钢。

表 13.3-26 中给出几种弹簧钢的等温淬火工艺。

表 13.3-26　等温淬火工艺

钢号	加热/℃	等温/℃	等温时间/min	HRC
T10A	800±10	260～280	10	48～52
		315～335	10	43～48
		320～360	15～20	40～48
65 65Mn	820±10	260～280	15	约 50
		325～350	15～20	46～48
60Si2MnA	870±10	280～320	30	48～52
50CrVA	850±10	300～320	30	48～52

5.3.2　形变热处理

形变热处理能够改善钢的显微组织，提高强韧性和抗疲劳性能，而且可以节省能源和时间。叠板弹簧和尺寸较大的螺旋弹簧采用这种工艺都有很好的效果，板簧尤为明显。60Si2Mn 钢在 930℃经 18%变形后淬火，于 650℃短时高温回火后，σ_b 达到 2 367 MPa，σ_s2 234 MPa，δ7.7%，ψ40%，a_K6.7J/cm^2，56HRC，疲劳寿命可提高几倍。

5.3.3　表面处理

弹簧钢经过表面氮化处理可使疲劳强度明显提高。一些耐热弹簧钢，将氮化温度提高，能大大缩短氮化处理时间。采用低温碳、氮共渗处理可以和回火结合起来，改善耐蚀性和疲劳性能。

5.4　注意事项

1）减少表面氧化、脱碳及组织粗化　弹簧钢的碳含量 w_C 较结构钢高，一般都在 0.50%以上，所以热处理过程中易出现表面氧化、脱碳，特别是硅含量高的弹簧钢。

淬火的加热温度和保温时间不要过高、过长（以保证烧透为准），这样不仅可减少钢材的表面氧化、脱碳和组织粗化，也能减少含硼钢的表面脱硼。

如果热处理能在可控气氛中进行加热和保温就能更有效地防止表面氧化、脱碳。

2）注意石墨化　冷变形钢材，特别是硅弹簧钢和高碳碳素弹簧钢，在退火过程中容易出现石墨化，使材料变脆，在淬火加热和保温过程中也容易有石墨化，所以应当注意防止和检查。

高硅钢的石墨化倾向较大。含硅 3%（质量分数）的 Fe-C 合金中渗碳体的自由能明显增大，变得极不稳定而促使石墨析出。石墨化问题除与钢的成分有关外，还与钢的冶炼、轧制、热处理等各个环节有关，所以除热处理外在其他生产环节中也应注意。

3）防止弹簧变形　制成弹簧后再淬火、回火时要特别注意防止或减小弹簧形状和尺寸的变化，特别是形状复杂、

尺寸要求严格的弹簧。为此应使用夹具固定弹簧、注意冷却操作（如淬火进入冷却剂的方向）等。

6 主要钢号介绍

6.1 65

65钢的化学成分（质量分数）（%）：0.62~0.70C，0.17~0.37Si，0.50~0.80Mn，≤0.25Cr，≤0.25Ni，≤0.25Cu，≤0.035P，≤0.035S。

经适当热处理后，65钢有相当好的强度与弹性。但其淬透性不高，大尺寸零件用油淬火淬不透，用强烈冷却剂淬火又容易产生裂纹，所以多用正火处理，只有小尺寸零件才淬火处理。65钢对回火脆性不敏感。主要用途是制造汽门弹簧、弹簧圈及轴、轧辊和各种垫圈、凸轮、钢丝绳等。

65钢的物理性能数据见表13.3-27。热加工的加热温度为1 100~1 150℃，开始热加工温度为1 050~1 100℃，终止温度为800~850℃，空冷。

热处理制度：

1）退火 810~860℃，炉冷；
2）正火 820~860℃，空冷；
3）高温回火 680~720℃，空冷；
4）淬火 780~830℃，油冷或水冷；
 回火 400~650℃，空冷；
5）等温淬火 850~870℃转入510~530℃等温。

65钢的等温转变曲线和淬透性曲线见图13.3-14、图13.3-15，常温力学性能、不同温度的冲击值及疲劳性能数据分别见表13.3-28、表13.3-29和表13.3-30。回火温度对力学性能的影响见图13.3-16。

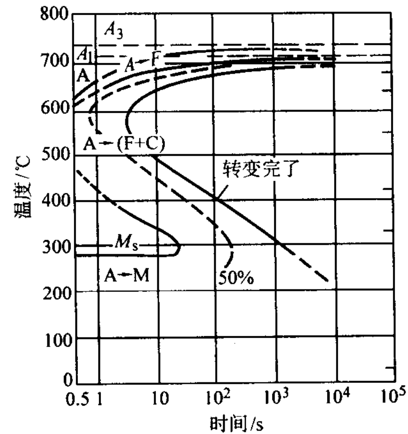


图13.3-14 65钢等温转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.64，Si0.22，Mn0.68

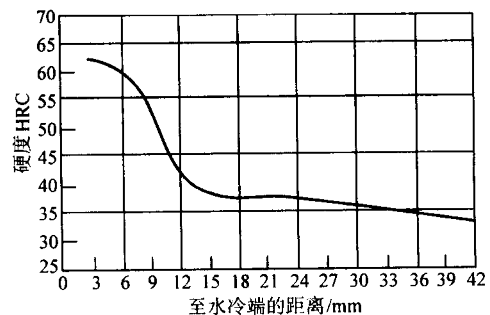


图13.3-15 65钢淬透性曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.63，Si0.25，Mn0.60

表13.3-27 65钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹（在下列温度）				弹性模量 E/GPa	切变弹性模量 G/GPa
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	400℃	500℃		
727	752	730	696	67.4	52.3	36.0	30.6	206	79.2

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$（在20℃与下列温度（℃）间）			
100	200	300	400
11.04	11.57	12.31	13.16

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.65，Si0.29，Mn0.72。

表13.3-28 65钢室温力学性能

热处理用毛坯尺寸/mm	试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_p/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
25	正火	≥710	≥390		≥12	≥35	
	退火						≤220
	热轧	≥650	≥370		≥10	≥30	≤285
<12	840℃油淬，500℃回火	≥980	≥780		（δ_{10}）≥9	≥35	
	820℃正火①	823	417	386	（δ_4）10	33	
	820℃退火①	809	417	386	（δ_4）22	33	
	820℃油淬，600℃回火①	960	578	540	（δ_4）10	42	
	冷轧弹簧线材0.3~6.0 mm	1 370~3 140②					
	冷轧钢带0.1~3.0 mm	735~1 130②					

① 试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.66，Si0.19，Mn0.56。
② 最大值相当于最小直径或厚度的试样的强度。

表 13.3-29 65 钢在不同温度下的冲击韧度

试验温度 /℃	冲击韧度/J·cm^{-2}	
	无缺口试样	带缺口试样
400	>290	53
200	>290	14.7
100	>213	
20	>134	6.4
-20	48	5.5
-100	20.5	4.8

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.64，Si0.34，Mn0.90；热处理状态：800℃油淬，400℃回火。

表 13.3-30 65 钢的疲劳极限

σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	σ_{-1}/MPa
353	775	17	296

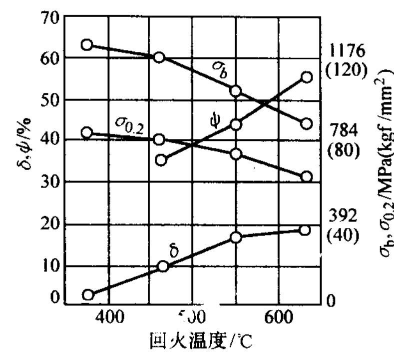


图 13.3-16 淬火后回火温度对 65 钢力学性能的影响

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.71，Si0.67；800℃油淬

6.2 70

70 钢的化学成分（质量分数）(%)：0.67~0.75C，0.17~0.37Si，0.50~0.80Mn，S、P 均不大于 0.035。其强度比 65 钢稍高，其余性能相差不大。因淬透性较低，多制成钢丝、钢带等，用于截面尺寸不大的弹簧以及车轮圈等。

1) 70 钢的物理性能 见表 13.3-31。

表 13.3-31 70 钢的物理性能

临界温度（近似值）/℃				热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}（在下列温度）			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	400℃	500℃
730	743	727	693	67.4	51.9	36.4	29.3

线胀系数 α_l/10^{-6} K^{-1}（在 20℃与下列温度（℃）间）				弹性模量 E /GPa	切变弹性模量 G /GPa
100	200	300	400		
11.5	12.3	13.0	13.8	206	78.5

2) 热加工制度 加热温度 1 100~1 150℃，开始温度 1 050~1 100℃，终止温度 800~850℃，空冷。

3) 热处理制度 退火 790~810℃，炉冷；正火 800~840℃，空冷；高温回火 600~680℃，空冷；淬火 780~830℃，油或水冷；回火温度 400~550℃，空冷；等温淬火 850~870℃——450~520℃。

4) 淬火和回火后的力学性能 列于表 13.3-32。

表 13.3-32 70 钢的力学性能

试样状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_{10} /%	ψ/%	HB
热轧 830℃油淬 480℃回火	≥1 030	≥834	≥8	≥30	≥285

6.3 85

85 钢的化学成分（质量分数）(%)：0.82~0.90C，0.17~0.37Si，0.50~0.80Mn，P 和 S 均不大于 0.035，Cr、Ni 和 Cu 含量均不大于 0.25。

85 钢的碳含量高，故强度也比 70 钢高，其他性能差别不大。因淬透性不高，适宜制造截面尺寸不大、承受载荷不太高的振动弹簧。例如铁道车辆、汽车、拖拉机及一般机械上的板簧、螺旋圆弹簧以及其他用途的弹簧。

85 钢的钢材主要是钢丝和钢带。

1) 临界温度（近似值） A_{c1} 723℃，A_{c3} 737℃，A_{r3} 695℃，M_s220℃。

2) 热加工制度 见表 13.3-33。

表 13.3-33 85 钢热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 100~1 150	1 050~1 100	800~850	空冷或堆冷

3) 热处理制度 见表 13.3-34。

表 13.3-34 85 钢热处理制度

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	等温淬火
加热温度 /℃	780~800	800~840	600~680	780~820	根据要求选定温度	850~870
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	油或水	空冷	450~520℃铅浴中等温

4) 淬透性曲线和等温转变曲线 见图 13.3-17 和图 13.3-18。

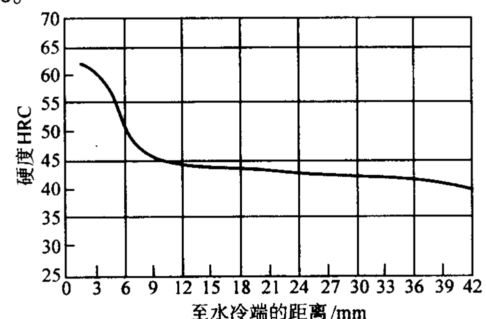


图 13.3-17 85 钢的淬透性曲线

试验钢成分（质量分数）(%)：C0.90，Si0.22，Mn0.21；奥氏体化温度 760℃

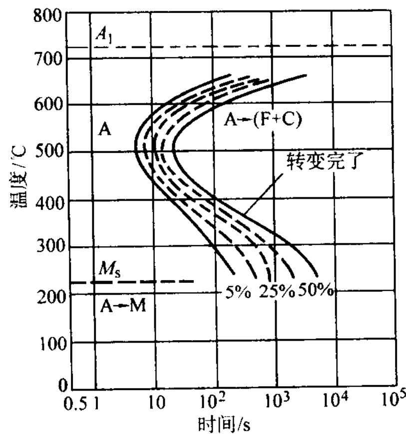


图 13.3-18　85 钢等温转变曲线

试验钢成分（质量分数）(%)：C0.82，Si0.21，Mn0.50；奥氏体化温度 850℃

5）淬火回火后的力学性能　见表 13.3-35。

表 13.3-35　85 钢力学性能

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_{10} /%	ψ /%	HB
热轧后 820℃油淬，480℃回火	≥1 130	≥980	≥6	≥30	≤302

6.4　65Mn

65Mn 钢的化学成分（质量分数）(%)：0.62～0.70C，0.17～0.37Si，0.90～1.20Mn，≤0.035P，≤0.035S，Ni，Cr，Cu 含量均不大于 0.25。

在 65 钢成分基础上提高锰含量，65Mn 的淬透性和强度均比 65 钢高，脱碳敏感性较小，但有过热倾向，容易出现淬火裂纹，且有回火脆性。

65Mn 钢工艺性能好，价格低廉，用途广泛。主要产品为钢丝、钢带，通常用来制造小截面的各种扁、圆弹簧，座垫弹簧，弹簧发条等，也可以制造汽门弹簧、油泵调速弹簧、柱塞弹簧减振器、离合器簧片、刹车簧等；并可制造耐磨损农机零件（如犁、耙片等）。经热处理后还可制造板簧、螺旋弹簧、变截面弹簧等。

1）物理性能　见表 13.3-36。

表 13.3-36　65Mn 钢的物理性能

临界温度（近似值）/℃					线胀系数 α_l/10^{-6} K^{-1}（在 25℃与下列温度（℃）间）		
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	100	300	600
726	765	741	689	270	11.1	12.9	14.6

弹性模量 E/GPa		切变弹性模量 G/GPa	
正火状态	950℃油淬 400℃回火	正火状态	950℃油淬 400℃回火
207	204	82	80

2）热加工制度　见表 13.3-37。

表 13.3-37　65Mn 钢热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 100～1 150	1 050～1 100	800～850	空　冷

3）热处理制度　见表 13.3-38。

表 13.3-38　65Mn 钢热处理制度

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	780～840	820～860	680～720	780～840	视需要而定
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	水或油	空冷

65Mn 钢的等温转变曲线和淬透性曲线分别列于图 13.3-19 和图 13.3-20。

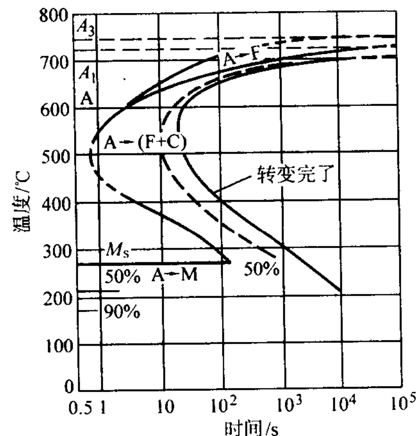


图 13.3-19　等温转变曲线

（试验钢成分（质量分数）(%)：C0.64，Si0.10，Mn1.13；奥氏体化温度 840℃）

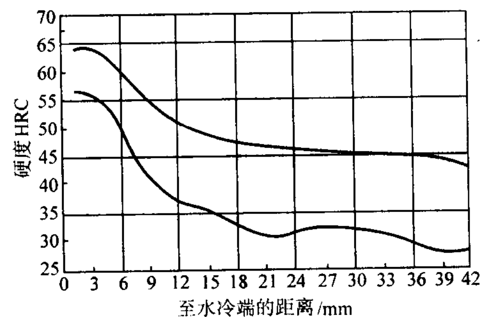


图 13.3-20　65Mn 钢淬透性曲线

4）力学性能　室温力学性能数据列于表 13.3-39 和图 13.3-21，高温力学性能见图 13.3-22，低温冲击韧性见表 13.3-40。

表 13.3-39　65Mn 钢室温力学性能

序号	热处理状态	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
1	830℃油淬，540℃回火	≥785	≥980	≥8	≥30	
2	820℃油淬，300℃回火		1 677	6.0	27	52
3	820℃油淬，400℃回火		1 393	8.0	40	45
4	820℃油淬，500℃回火		1 147	10.5	44	37
5	820℃油淬，600℃回火		922	14.5	55	28

注：序号 1 摘自 GB/T 1222—1984，其 δ 为 δ_{10} 值；序号 2～5 为实测数据，其热处理毛坯直径为 6 mm。

图 13.3-21 3 mm钢丝油淬并于不同温度回火后的力学性能

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.65，Mn0.80；N 为扭转试验扭转周数，其标距长度为直径的100倍

图 13.3-22 65Mn钢的高温力学性能

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：Mn 0.80；试样为正火状态；图中 σ_{-1} 为直径15 mm的光滑试样的疲劳极限，σ_{-1K} 为带缺口试样的疲劳极限，缺口深3.5 mm

表 13.3-40 65Mn钢低温冲击韧度

试验温度/℃	-70	-40	-20	0	50
a_K/J·cm^{-2}	11.8	23.5	27.5	68.6	118

6.5 55Si2Mn

此钢具有较高的强度、弹性极限、抗松弛性能及屈强比，热处理的回火稳定性也好。因硅含量高故脱碳倾向较大，轧制较困难，表面易出缺陷。因 M_s-M_z 范围较宽，淬火易出现裂纹。

主要制造工作温度要求不高、承受交变载荷的板簧、螺旋弹簧、碟簧、气封簧等，例如，汽车、铁道车辆、拖拉机用的各种弹簧及其他在高应力下工作的重要弹簧。

1）化学成分（质量分数）（%） C0.52～0.60，Si1.50～2.00，Mn0.60～0.90，Cr≤0.35，Ni≤0.25，Cu≤0.25，P≤0.035，S≤0.035。

2）物理常数 临界点（近似值）：A_{c1} 775℃，A_{c3} 840℃，A_{r1} 690℃；弹性模量 E（300℃回火）：196 GPa（20 000 kgf/mm^2）；切变弹性模量 G（未回火）：78.3 GPa（7 980 kgf/mm^2）。

3）热加工工艺 加热温度1 100～1 150℃，开始温度1 050～1 100℃，终止温度850～900℃，空冷；弹簧热成形温度900～1 000℃，堆冷。

4）热处理工艺 此钢极易脱碳，特别是在700℃以上时，故在700℃以下可缓慢加热，而在700℃以上则应快速加热，并尽量选用中下限加热温度，控制加热时间及高温停留时间，特别要防止加热温度过高。具体制度如表13.3-41。

表 13.3-41 55Si2Mn钢热处理制度

项目	高温回火	正火	淬火	回火
加热温度/℃	640～680	850～880	850～880	400～520
冷却方式	空冷	空冷	油或水	空冷

等温转变曲线和淬透性曲线分别列于图13.3-23和图13.3-24。

图 13.3-23 55Si2Mn钢的等温转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.55，Si1.68，Mn0.61；奥氏体化温度925℃

图 13.3-24 55Si2Mn钢淬透性曲线

5）力学性能 见表13.3-42。

表 13.3-42 55Si2Mn钢实测室温抗拉性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%
870℃油淬，480℃回火	1 220～1 380	1 350～1 530	7.0～9.5	33.5～41.0
880℃油淬，400℃回火[①]		1 667	8.8[②]	40.3
880℃油淬，600℃回火[①]	846	1 000	15.8[②]	51.3

续表 13.3-42

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_{-1}/MPa	τ_{-1}/MPa
870~900℃油淬，400~450℃回火，空冷	1 275	930	490	295

① 热处理毛坯直径为6 mm。
② δ_5 值。

6.6 60Si2Mn，60Si2MnA

60Si2Mn钢的强度和弹性极限都略高于55Si2Mn钢，其他性能二者相近。若采用等温淬火及形变热处理，则其综合性能更佳，尤其是疲劳性能将显著提高。

60Si2Mn主要制造铁道车辆、汽车、拖拉机的板簧及螺旋弹簧、安全阀簧等，也广泛用来制造承受交变载荷、在高应力下工作的大型重要弹簧及重型机械的减震器、仪表弹簧等。允许的工作温度低于230℃。所制螺旋簧的钢材直径一般不超过25 mm，板簧厚度不大于10 mm。

无论是国内还是国外，60Si2Mn及其相似钢号的产量都占很大比例。

1）化学成分（质量分数）（%）：0.56~0.64C，1.50~2.00Si，0.60~0.90Mn，≤0.035P，≤0.035S，≤0.35Cr，≤0.35Ni，≤0.25Cu。

2）物理常数 临界点（近似值）：A_{c}，755℃，A_{c3}810℃，A_{r3}723℃，A_{r1}673℃，M_s300~310℃。线胀系数见表13.3-43。弹性模量见表13.3-44。

表 13.3-43 60Si2Mn钢线胀系数

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}（在下列温度（℃）间）			
20~100	25~200	25~400	25~600
11.5~12.4	12.8	13.1~13.9	13.6~14.5

表 13.3-44 60Si2Mn钢弹性模量

弹性模量 E/GPa（kgf/mm²）	切变弹性模量 G/GPa（kgf/mm²）
201（20 500）②	80（8 150）①

① 试样经860℃淬火，400℃回火。
② 室温测定。

等温转变曲线和淬透性曲线见图13.3-25和图13.3-26。

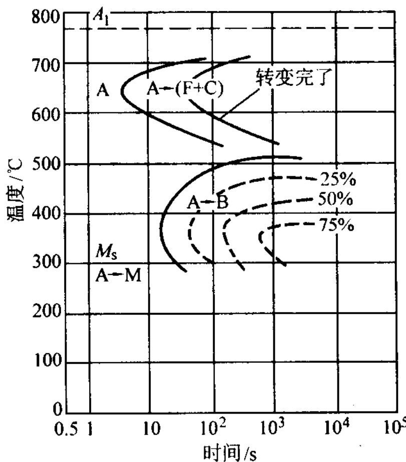


图 13.3-25 60Si2Mn钢的等温转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.57，Si1.73，Mn0.67；奥氏体化温度860℃

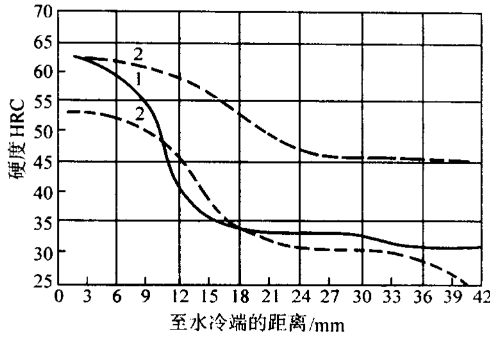


图 13.3-26 60Si2Mn钢的淬透性曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：1—淬透性曲线：C0.62，Si1.83，Mn0.75；2—淬透性带：C0.54~0.63，Si1.65~1.98，Mn0.70~0.83

3）热加工制度 见表13.3-45。

表 13.3-45 60Si2Mn钢热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	弹簧热成形温度/℃	冷却方式
1 100~1 150	1 050~1 100	850~950	900~1 000	堆冷

4）热处理制度 见表13.3-46。

表 13.3-46 60Si2Mn钢热处理制度

项目	正火	高温回火	淬火	回火	热卷制后直接淬火	冷卷后回火
加热温度/℃ 冷却方式	830~860 空冷	640~680 空冷	840~870 油或水	400~520 空冷	900~930 油或水	230~400 空冷

5）力学性能 见表13.3-47~表13.3-50和图13.3-27。

表 13.3-47 60Si2Mn钢室温力学性能

序号	热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa
1	870℃油淬，480℃回火	≥1 175	≥1 275
2	870℃油淬，480℃回火	1 225~1 440	1 345~1 610
3	870℃油淬，400℃回火	1 630	1 960
4	870℃油淬，450℃回火	1 470	1 745
5	870℃油淬，500℃回火	1 140	1 480

序号	δ_{10}/%	ψ/%	τ_p/MPa	τ_b/MPa
1	≥5	≥25		
2	6~10	26~40		
3			940	1 680
4			824	1 420
5			610	

注：序号1摘自GB/T 1222—1984；序号2为实际生产检验值；序号3、4、5为试验值，试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.65，Si1.78，Mn0.67；$\sigma_{0.2}$栏所列为σ_p值。

表 13.3-48 不同温度长时间保温后的室温力学性能

无载荷保温		$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
温度 /℃	时间 /h					
未保温	未保温	1 045	835	12.2	42.5	39.2
450	3 000	883	765	—	22.3	24.5
	5 000	883	735	14.2	40	15.7
500	3 000	686	510	22.5	45.0	39.2
	5 000	677	525	25.0	48.0	39.2

注：热处理制度 860℃油淬，600℃回火。

表 13.3-49 60Si2Mn 钢疲劳极限

$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa	τ_{-1}/MPa
1 200	1 410	510	—
1 370	1 570	—	294

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%） C0.53，Si1.95，Mn1.05。

表 13.3-50 60Si2Mn 钢高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}
860℃油淬 550℃回火	20	1 095	1 275	11.1	32.5	24.5
	300	930	1 225	15.0	44.0	43.1
	400	824	950	18.5	71.0	44.1
	500	510	593	22.5	87.0	43.1
860℃油淬 600℃回火	20	853	1 045	12.2	42.5	39.2
	200	715	960	15.5	45.0	—
	300	677	950	17.0	45.0	78.5
	400	588	706	19.0	70.0	68.6
	500	397	441	34.0	88.0	58.8

注：热处理毛坯为 17 mm 圆钢。

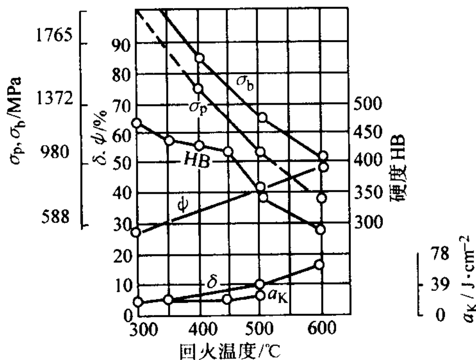


图 13.3-27 60Si2Mn 钢的力学性能与回火温度的关系

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.58，Si1.66，Mn0.52；850℃油淬

6) 脱碳倾向 用试验钢（化学成分（质量分数）：0.58%C，1.75%Si，0.78%Mn）在炉中用气体燃料加热至不同温度，保温 1 h 后空冷，测量脱碳层深度。所得结果列于表 13.3-51。

表 13.3-51 脱碳倾向

加热温度/℃	850	900	950
脱碳层深度/mm	0.20	0.23	0.45

在 950℃加热，脱碳层深度急剧增加，故热加工和热处理中应严格控制加热温度及在高温下的保温时间。

60Si2MnA 的化学成分与 60Si2Mn 基本相同，只是成分波动范围更窄，如硅含量 w_{Si} 由 1.5% ~ 2.0% 变为 1.6% ~ 2.0%，硫、磷含量由不大于 0.035% 降为不大于 0.030%（质量分数），所以钢质更洁净，性能亦更好。经 870℃油淬，440℃回火后 $\sigma_s \geqslant 1\ 370$ MPa，$\sigma_b \geqslant 1\ 570$ MPa，$\delta_{10} \geqslant 5$，$\psi \geqslant 20$，强度比 60Si2Mn 要明显好（60Si2Mn：$\sigma_s \geqslant 1\ 180$ MPa，$\sigma_b \geqslant 1\ 270$ MPa）。

这两种钢的优点是工艺性能稳定，力学性能优良，特别是抗松弛性能好（主要是硅含量高的作用），所以日本已经大量使用 SUP7（含硅 w_{Si} 为 1.80% ~ 2.20%）制造各种高工作应力的重要弹簧。另外，因化学成分简单，价格比较便宜，所以获得广泛应用，用量极大。

其不足之处是：①淬透性不高，所以一般不用来制造大尺寸弹簧。生产的钢材主要是热轧圆钢、扁钢、板材，冷拉圆钢、方钢，以及钢丝等；②易出现脱碳和石墨化，所以热加工和热处理时应加倍注意。

6.7 55CrMnA，60CrMnA

两种钢的化学成分列于表 13.3-52。

表 13.3-52 55CrMnA 和 60CrMnA 化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	P	S
55CrMnA	0.52 ~ 0.60	0.17 ~ 0.37	0.65 ~ 0.95	0.65 ~ 0.89	≤0.030	≤0.030
60CrMnA	0.56 ~ 0.64	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	0.70 ~ 1.00	≤0.030	≤0.030

淬火和回火后的力学性能数据见表 13.3-53。

表 13.3-53 热处理制度及力学性能（≥）

钢号	淬火温度/℃	淬火剂	回火温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%
55CrMnA	830 ~ 860	油	460 ~ 510	1 080	1 225	9	20
60CrMnA	830 ~ 860	油	460 ~ 520	1 080	1 225	9	20

由上述两表可知，60CrMnA 的碳、锰、铬含量范围都分别高于 55CrMnA 的含量范围，所以其一些性能，特别是淬透性要比 55CrMnA 高，可以制造尺寸更大的弹簧（表 13.3-20）。

这两种钢经热处理后具有较好的综合力学性能——强度、塑性和韧性都好。脱碳倾向比硅锰钢小，抗氧化、腐蚀能力也高于 60Si2Mn（A）钢，淬硬性更明显高于 60Si2Mn（A）钢，而且热加工性能也很好。

其不足之处是抗松弛性能不如 60Si2Mn（A）钢。为此有人通过调整化学成分，例如提高硅含量来加以改善，效果较好。过热敏感性虽然比锰钢低，但是却比硅锰钢高，另外其回火脆性也比较大。

55CrMnA 钢和 60CrMnA 钢可用于制造截面比较大、工作应力比较高的重要弹簧，如汽车、机车的板弹簧和螺旋弹

簧，特别是轿车的悬挂螺旋弹簧。

6.8 60Si2CrA，60Si2CrVA

60Si2CrA和60Si2CrVA钢的化学成分和力学性能分别见表13.3-54和表13.3-55所示。

表13.3-54 60Si2CrA与60Si2CrVA化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	V	P ≤	S ≤
60Si2CrA	0.56~0.64	1.40~1.80	0.40~0.70	0.70~1.00	—	0.030	0.030
60Si2CrVA	0.56~0.64	1.40~1.80	0.40~0.70	0.90~1.20	0.10~0.20	0.030	0.030

注：Ni、Cu含量 w_{Ni} 和 w_{Cu} 皆各不大于0.35%和0.25%。

表13.3-55 力学性能（≥）

钢号	淬火 温度/℃	淬火 介质	回火温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
60Si2CrA	870	油	420	1 570	1 765	6	20
60Si2CrVA	850	油	410	1 670	1 860	6	20

60Si2CrA含质量分数为0.56%~0.64%C和1.40%~1.80%Si、0.70%~1.00%Cr，兼备硅钢和铬钢的优越性，所以既具有良好的淬透性、抗氧化能力，又有优良的弹性、强度、疲劳性能和抗松弛性能。经870℃油淬、420℃回火后 $\sigma_s \geq$ 1 570 MPa，$\sigma_b \geq$ 1 765 MPa（不但明显高于Cr-Mn系的55CrMnA、60CrMnA，也高于Si-Mn系的60Si2Mn和60Si2MnA），$\delta_5 \geq 6\%$，$\psi \geq 20\%$，所以是强度高且综合性能良好的高级弹簧钢。

60Si2CrVA钢是在60Si2CrA钢的成分基础上加入少量钒（w_V 为0.10%~0.20%），并提高铬含量 w_{Cr}（由0.70%~1.00%提高至0.90%~1.20%），所以进一步改善了性能。如经淬火回火后的强度比60Si2CrA钢还高（850℃油淬、410℃回火后 $\sigma_s \geq$ 1 665 MPa，$\sigma_b \geq$ 1 860 MPa，$\delta_5 \geq 6\%$，$\psi \geq 20\%$），而且因钒的作用而有利于提高钢的冶金和表面质量，降低热处理时钢的脱碳敏感性和细化组织。

这两种钢属高级弹簧钢，多用于制造工作应力高、工作条件恶劣的重要弹簧，例如汽轮机汽封弹簧、调节阀簧、冷凝器支撑簧、高压水泵碟形弹簧等。工作温度可达250℃以上至400℃。

应当注意的是，这两种钢因硬度、强度高，制簧后或淬火后应力大，因此应及时退火或回火，消除应力，防止裂纹产生。还应注意回火脆性。

6.9 55CrSiA

与60Si2Cr钢相比，55CrSiA的碳和硅含量都有所降低，所以塑性、韧性更好，但仍保持良好的强度、疲劳抗力、松弛抗力和淬透性等，是一种综合性能优良的弹簧钢，美国（SAE9254）、日本（SUP12）等均有类似钢号。

经830~860℃油淬、510~570℃回火后，$\sigma_{0.2} \geq$ 1 080 MPa，$\sigma_b \geq$ 1 225 MPa，$\delta \geq 9\%$，$\psi \geq 20\%$，363~429HB。

55CrSiA钢的应用数量及范围发展很快，可以制造汽车悬挂螺旋弹簧、板簧，但其最主要的用途是作为高级油淬火回火钢丝，制造汽车发动机阀门弹簧以及其他重要弹簧。

6.10 50CrVA

在常用的标准弹簧钢中，50CrVA的碳含量 w_C 最低（0.46%~0.54%），再配合铬（w_{Cr} 为0.80%~1.10%）和钒（w_V 为0.10%~0.20%）的作用，所以其突出的优点是在相当高的强度水平下同时具有优良的塑性和韧性。经850℃油淬、500℃回火后，$\sigma_s \geq$ 1 125 MPa，$\sigma_b \geq$ 1 275 MPa，而 $\delta_5 \geq 10\%$，$\psi \geq 40\%$，远远高于60Si2Mn、60CrMn、60Si2Cr等钢。

此钢的综合力学性能、加工性能、淬透性好（中心获得80%马氏体组织的可淬透直径在40 mm以上——表13.3-20），而且组织细小、过热敏感性低，回火稳定性好，可以制造各种弹簧及一些机械零件，但更多地是制成油淬火钢丝，制造汽车、机车等的气门弹簧、喷油嘴弹簧、锅炉安全阀弹簧、高级轿车缓冲弹簧等。

50CrVA是国外国内广泛应用的典型高级优质弹簧钢。在要求高强度、高塑性、高韧性、良好综合力学性能时，可选用此钢。

1）化学成分（%） 0.46~0.54C，0.17~0.37Si，0.50~0.80Mn，0.80~1.10Cr，0.10~0.20V，≤0.030S，≤0.030P，≤0.35Ni，≤0.25Cu。

2）物理性能 见表13.3-56。

表13.3-56 50CrVA钢物理性能

临界温度（近似值）/℃					线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}（在25℃与下列温度之间）			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	100℃	200℃	400℃	500℃
752	788	746	688	270~320	11.3	12.4	12.9	13.75

弹性模量 E/GPa（经下列热处理后，在20℃时）				切变弹性模量 G/GPa（经下列热处理后，在20℃时）			
淬火	淬火后100℃回火	淬火后200℃回火	淬火后450℃回火	淬火	淬火后300℃回火	淬火后400℃回火	淬火后500℃回火
194	196	201	208	80.6	81.9	82.6	83.7

3）热加工制度 见表13.3-57。

表13.3-57 50CrVA钢热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	弹簧热成形温度/℃	冷却方式
1 180~1 220	1 100~1 160	850~900	900~1 000	堆冷①

① 截面大于80 mm的钢材，热加工后应缓冷。

4）热处理 见表13.3-58和图13.3-28、图13.3-29。

表13.3-58 50CrVA钢热处理制度

项目	退火	正火	高温软化回火	淬火	淬火后回火	冷拉钢丝，冷轧钢带冷卷成形后消除应力回火
加热温度/℃	810~870	850~880	640~700	840~880	450~550②	200~370
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	油淬①	油或水冷	空冷

① 形状简单的小零件可以水淬。

② 作调质结构钢用时，淬火后的回火温度可根据需要适当提高，最高可至650℃。

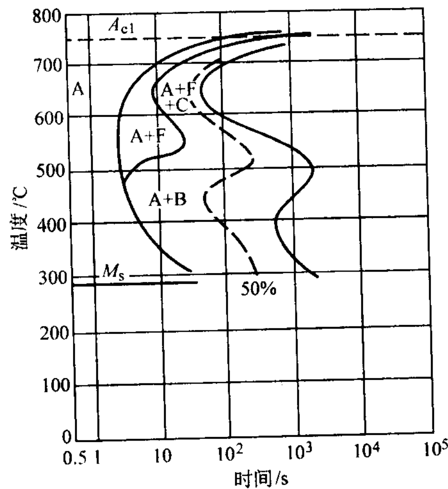


图 13.3-28 50CrVA 钢的等温转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.47，Si0.37，Mn0.82，Cr1.20，V0.11；奥氏体化温度 880℃

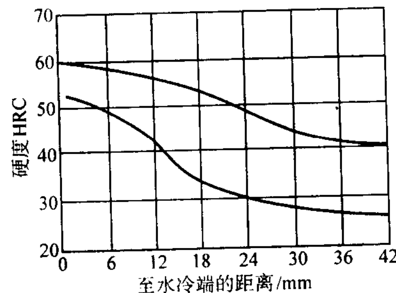


图 13.3-29 50CrVA 钢的淬透性带

5）力学性能 见表 13.3-59～表 13.3-63 和图 13.3-30，图 13.3-31。

表 13.3-59 50CrVA 钢力学性能

序号	热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
1	850℃ 油淬，500℃回火	≥1 125	≥1 275	≥10	≥40
2	840～860℃油淬，370～420℃回火：油或水冷		1 470～1 764		≥40
3	850℃ 油淬，500℃回火	1 215～1 290	1 348～1 393	11.5～13.0	47.0～50.5

注：1. 序号 1 摘自 GB/T 1222—1984；GB/T 3077—1999 规定淬火温度为 860℃，其他要求与 GB/T 1222—1984 同。
2. 序号 2 摘自 GB/T 5220—1985；适用于 50CrVA 弹簧钢丝。
3. 序号 3 为实际生产检验值。
4. GB/T 1222—1984 规定 50CrVA 热轧态硬度不大于 321HB。

表 13.3-60 不同直径 50CrVA 钢的力学性能

热处理毛坯直径/mm	取样部位	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}
10	中心	1 020	1 050	14.5	54	86.3
30	中心	976	1 064	16.5	53	91.2
	边缘	966	1 054	17.0	58	92.2

续表 13.3-60

热处理毛坯直径/mm	取样部位	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}
60	中心	824	1 000	18.0	51	31.4
	边缘	843	1 030	16.5	51	40.2
	横向	799	1 000	9.0	19	19.0

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.47，Cr0.95，V0.12；850℃油淬，590℃回火。

表 13.3-61 室温抗拉、冲击性能及疲劳极限

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J/cm^2	σ_{-1}/MPa
900℃水淬，480℃回火	1 140	1 390	13.5	48.5	1.4	665
900℃水淬，600℃回火	892	1130	15.5	50.5	2.0	645

注：试验用钢主要成分（%）：C0.56，Cr0.99，V0.19。

表 13.3-62 50CrVA 钢高温抗拉及冲击性能

试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}
20	1 030	1 130	13.5	50.0	44
100		1 079			54
200	902	1 055	10.0	47.0	64
300	902	1 080	16.0	57.0	59
400	735	814	15.0	65.0	83
500	574	637	18.5	72.5	64

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.51，Cr0.96，V0.19；热处理制度：ϕ50 mm 毛坯，860℃油淬，600℃回火。

表 13.3-63 50CrVA 钢低温抗拉及冲击性能

序号	热处理温度/℃		σ_b/MPa	a_K（在下列试验温度）/J·cm^{-2}		
	淬火	回火		-70℃	-25℃	25℃
1	850	600	930～980	56	72	108
2	850	550	1 180～1 370	40	43	49
3	850	600	930～980	45	61	92
4	850	450	1 180～1 370	30	31	34
5	850	580	930～980	42	67	92
6	850	540	1 180～1 370	25.5	30	38

注：序号 1、2 为电炉钢，其主要成分（质量分数）（%）：C0.50，Cr1.05，V0.18；
序号 3、4 为电炉钢，其主要成分（质量分数）（%）：C0.47，Cr0.95，V0.12；
序号 5、6 为平炉钢，其主要成分（质量分数）（%）：C0.54，Cr1.10，V0.17。

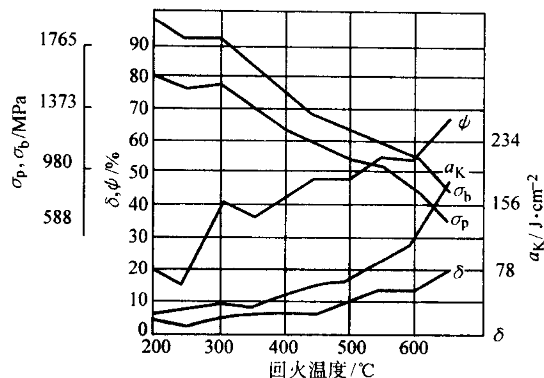


图 13.3-30 50CrVA 钢淬火后回火温度对力学性能的影响

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.45，Si0.37，Mn0.66，Cr1.02，V0.24；860℃油淬

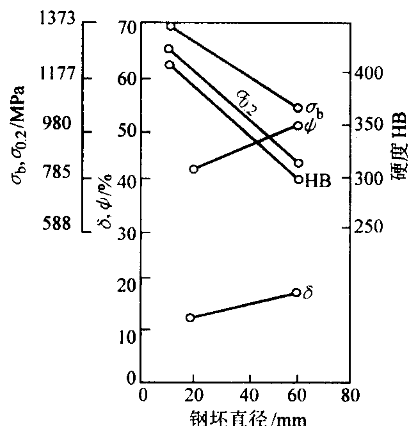


图 13.3-31 钢坯直径对热处理后力学性能的影响

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.47，Cr1.1，V0.16；880℃油淬，500℃回火

6.11 60CrMnMoA

60CrMnMoA 钢化学成分（质量分数）（%）：0.56～0.64C，0.17～0.37Si，0.70～1.00Mn，0.70～0.90Cr，0.25～0.35Mo，≤0.030P，≤0.030S，≤0.35Ni，≤0.25Cu。

因同时含有（质量分数）0.70%～1.00%Mn、0.70%～0.90%Cr、0.25%～0.35%Mo，所以具有特别优异的淬透性。心部获得80%马氏体组织的可淬透尺寸为：直径在70 mm以上，板厚超过47 mm，是现有各国弹簧钢标准钢号中淬透性最高的，可以制造各种超大型的弹簧。

在830～860℃油淬、510～570℃回火后，$\sigma_{0.2}$≥1 080 MPa，σ_b≥1 225 MPa，δ≥10%，ψ≥30%，363～429HB，可见其力学性能之好，特别是塑性、韧性优良。另外钼的加入有助于提高钢的热强性、防止回火脆性，增加回火稳定性。但钼是一种比较稀缺的具有战略性的合金元素，价格也较贵，所以60CrMnMoA 的选用也应慎重。

6.12 30W4Cr2VA

30W4Cr2VA 钢化学成分（质量分数）（%）：0.26～0.34C，0.17～0.37Si，≤0.40Mn，2.00～2.50Cr，4.0～4.5W，0.50～0.80V，P 和 S 皆小于 0.030，≤0.35Ni，≤0.25Cu。其特点是：碳含量 w_C 只有 0.26%～0.34%，在低合金弹簧钢标准钢号中最低，而合金元素含量总和超过5%，又是标准钢号中最高的。

这样的特殊成分决定它有特殊的性能。如此高含量的钨能有效增加钢的红硬性和热强性，提高钢的耐高温能力，所以30W4Cr2VA 钢制造的弹簧的工作温度可以达到500℃，在弹簧钢中首屈一指。钨可以与碳形成难溶碳化物，能抑制在较高回火温度下碳化物的聚集长大，提高回火稳定性。

在1 050～1 100℃进行油淬、600℃进行回火后，σ_s≥1 350 MPa，σ_b≥1 500 MPa，δ_5≥7%，ψ≥40%，可见其强度很高（优于60CrMnA、50CrV 甚至60Si2Mn 钢），塑性和韧性也很好。

此钢的淬透性、热加工性能及高温抗松弛性能亦很好，但是因为合金元素含量高，价格自然高，所以一般不用于普通弹簧，只用来制造在500℃以下工作的高强度耐热弹簧，如汽轮机主蒸汽阀弹簧、汽封弹簧片、锅炉安全阀弹簧等。

1）临界点（近似值） A_{c1}820℃，M_s400℃。

2）密度 8.2 g/cm³。

3）弹性模量 见表 13.3-64。

表 13.3-64 30W4Cr2VA 弹性模量

温度/℃	20	100	200	300	400	450	500
E/GPa	206	202	196	189	178	172	168

4）力学性能 见表 13.3-65～表 13.3-68。

表 13.3-65 30W4Cr2VA 室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	HRC
	MPa		%		J·cm^{-2}	
1 050～1 100℃油淬，600℃回火	≥1 470	≥1 320	≥7	≥40		
	1 600～1 730	—	7～12	41～57		
740～780℃退火	862	743	13.8	52.5		
1 030℃油淬，600℃回火	1 725	1 600	10.3	47.8	72.5～98	48.5

表 13.3-66 高温短时拉伸性能

热处理	试验温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_{10}/%	ψ/%	备注
		MPa				
1 100℃，30 min 油淬，550℃，50 min，回火，空冷	200	1 545～1 550	1 367～1 416	8～11.5	61～62	①
	300	1 400～1 505	1 215～1 328	7.5～8.0	60～63	
	400	1 370～1 440	1 200～1 284	7～8.0	61.5～63.5	
	500	1 140～1 315	1 068～1 161	7～11.6	55.5～61.5	

续表 13.3-66

热处理	试验温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_{10}/%	ψ/%	备注
		MPa				
1 060～1 080℃油淬，600℃回火，空冷	室温	1 590～1 605	1 509～1 519（σ_s）	6.0		②
	400	1 315～1 370	970～1 078（σ_s）	6.5～8.3		
	450	1 295～1 315	970～1 029（σ_s）	6.5～8.0		
	500	1 235～1 330	764～823	8.3		

注：试验钢成分（质量分数）（%）：0.27～0.34C，4.6～4.62W，2.14～2.43Cr，0.39～0.70V。

① 试样直径 8 mm。

② 试样直径 5 mm。

表 13.3-67 1 000 h 时效后的力学性能

热处理	时效/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	HRC
		MPa		%		
(850±10)℃油淬，(550±10)℃回火，空冷	450	1 630～1 670	1 560～1 605	9～10	40～44	49～53

注：用钢成分（质量分数）（%）：0.27～0.34C，4.60～4.62W，2.14～2.43Cr，0.39～0.70V；试样直径 5 mm。

表 13.3-68 450℃时效 10～1 000 h 后冲击韧度及硬度

热处理	性能	时效时间/h					
		0	10	50	100	500	1 000
1 060～1 080℃油淬，600℃回火	HRC	40～46	43～45	43～46	43～45	43～45	46～47
	a_K/J·cm^{-2}	31.4～50	20.5～27.4	49	17.6～18.6	15.7～33.3	20.5～26.5

5）热加工工艺 加热温度约 1 050℃，开始温度约 1 000℃，终止温度≥850℃，弹簧热成形温度 960～880℃，缓冷。

6）热处理工艺

软化退火：740～780℃，炉冷至 500℃出炉空冷；

淬火：1 050～1 100℃油冷。

回火：600～670℃，空冷或水冷。

30W4Cr2VA 钢的等温和连续冷却转变曲线分别列于图 13.3-32 和图 13.3-33。

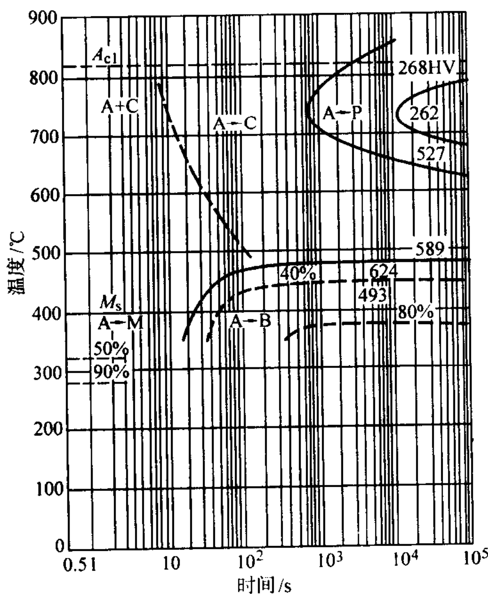


图 13.3-32 等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：0.28C，0.16Si，0.39Mn，2.35Cr，4.10W，0.53V

奥氏体化温度 1 090℃

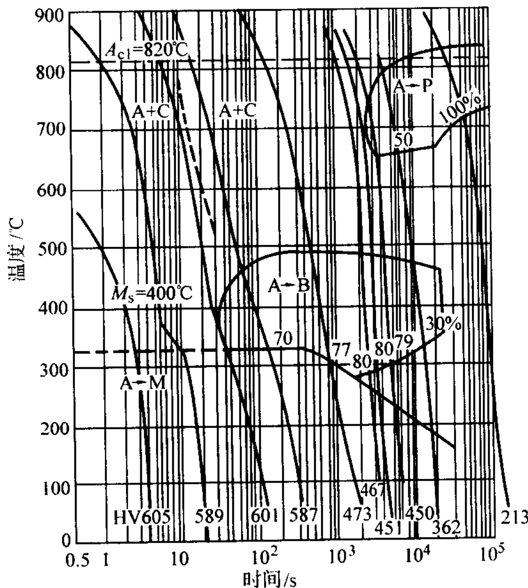


图 13.3-33 连续冷却转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：0.28C，0.16Si，0.39Mn，2.35Cr，4.10W，0.53V

奥氏体化温度 1 090℃

6.13 含硼钢

由于硼能显著提高钢的淬透性，而且用量极微，具有巨大的经济意义，因此很多弹簧钢都加硼来改善其性能，扩大其应用范围。

在 GB/T 1222—1984 标准中包含的含硼钢有 3 个：55SiMnVB、55Si2MnB 和 60CrMnBA。另外还有一些非标准含硼弹簧钢。

6.13.1 55SiMnVB

55SiMnVB 钢化学成分（质量分数）（%）：0.52～0.60C，0.70～1.00Si，1.00～1.30Mn，0.08～0.16V，≤0.35Cr，

0.000 5 ~ 0.003 5B，≤0.35Ni，≤0.25Cu，≤0.035S，≤0.035P。

55SiMnVB钢与60Si2Mn钢相比，碳含量和硅含量低，锰含量高，并加入少量钒及微量硼，因此淬透性提高、脱碳敏感性减小。这种钢的综合力学性能好，疲劳寿命长，回火稳定性和加工性能也都较好，过热敏感性小，适宜制造轻、中、重型各类汽车的板簧、圆簧及其他用途弹簧。

热轧55SiMnVB钢材的表面硬度容易偏高，给下料、冲孔等加工带来困难，应予注意。

临界点（近似值）：A_{c1} 750℃，A_{c3} 775℃，A_{r1} 670℃，A_{r3} 700℃。

弹性模量 E（880℃油淬后回火）：400℃回火，208 GPa（21 200 kgf/mm²）；450℃回火，198 GPa（20 200 kgf/mm²）；500℃回火，205 GPa（20 950 kgf/mm²）。

860℃油淬、460℃回火后的力学性能：σ_s≥1 225 MPa，σ_b≥1 370 MPa，δ_{10}≥5%，ψ≥30%（GB1222—84）；实测值为：σ_s 1 378 ~ 1 476 MPa，σ_b 1 525 ~ 1 598 MPa，δ_{10} 6.0% ~ 7.0%，ψ 43.5% ~ 45.0%。这种性能水平既优于55Si2Mn、55Si2MnB，也好于60Si2Mn，因此疲劳性能也更优。

回火温度对力学性能的影响示于图13.3-34，图13.3-35是其淬硬性带。

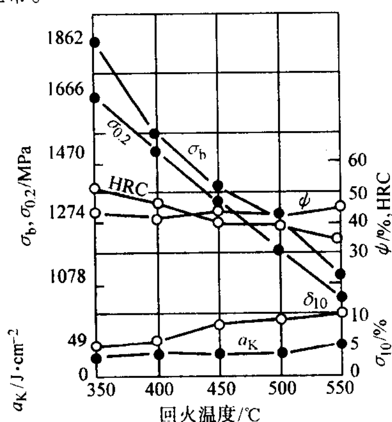


图13.3-34 回火温度对力学性能的影响（860℃油淬）

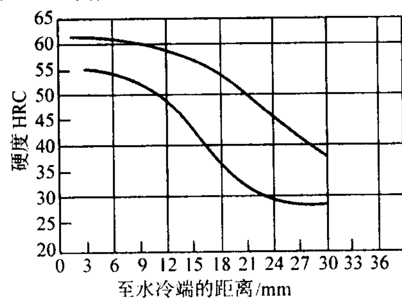


图13.3-35 淬透性带

表13.3-69和表13.3-70中分别给出此钢的疲劳极限和低温冲击韧性。热加工和热处理制度见表13.3-71和表13.3-72。

表13.3-69 55SiMnVB钢疲劳极限

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa
880℃油淬，460℃回火	1525	1 570	657

表13.3-70 55SiMnVB钢低温冲击韧度

试验温度/℃	-40	-20	0
a_K/J·cm^{-2}	31	32	34

注：试样热处理制度 870℃油淬、400℃回火。

表13.3-71 55SiMnVB钢热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 100 ~ 1 150	1 000 ~ 1 100	850 ~ 900	堆冷

表13.3-72 55SiMnVB钢热处理制度

项目	退火	正火	高温软化回火	淬火	淬火后回火
加热温度/℃	800 ~ 840	840 ~ 880	640 ~ 680	840 ~ 880	400 ~ 500
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	油淬	空冷或水淬

6.13.2 55Si2MnB

55Si2MnB钢是在55Si2Mn的基础上加入质量分数为0.000 5% ~ 0.004 0% B，因而淬透性更好，其他性能则相近。经870℃油淬、480℃回火后，σ_s≥1 175 MPa，σ_b≥1 275 MPa，δ_{10}≥6%，ψ≥30%。可用来制造板簧、螺旋弹簧、碟形簧等，但工作应力应稍低于60Si2Mn（A）钢。

6.13.3 60CrMnBA

与60CrMnA钢相比，60CrMnBA除加入微量硼（w_B为0.000 5% ~ 0.004%）外，其他各个元素的含量范围都相同，因此其淬透性比60CrMnA钢好（表13.3-20），而其他性能则相近，故可制造截面尺寸更大的弹簧。

60CrMnBA的热加工和热处理工艺及淬火回火后的力学性能皆与60CrMnA钢的相似，只是因钢的碳含量较高，而且含硼，故需注意防止脱碳、脱硼和硼相的形成，对加热温度、保温时间、冷却速度等应当注意控制。

6.14 55SiMnMoV（非标准钢号）

55SiMnMoV钢的化学成分（质量分数）（%）：0.52 ~ 0.60C，0.90 ~ 1.20Si，1.00 ~ 1.30Mo，0.20 ~ 0.30Mo，0.08 ~ 0.15V，≤0.35Cr，≤0.35Ni，≤0.040P，≤0.040S。

与60Si2Mn相比，55SiMnMoV的碳含量和硅含量较低，锰稍多且加入钼和钒，所以淬透性显著提高，脱碳敏感性降低。此钢的过热倾向小，回火稳定性高，综合力学性能和疲劳性能好，可提高弹簧的工作寿命，可制造重型汽车及其他机械的大截面板簧及螺旋簧。

1）临界点（近似值） A_{c1} 745℃，A_{c3} 815℃，A_{r3} 690℃，A_{r1} 610℃，M_s 280℃。（试验用钢成分（质量分数）（%）：0.55C，1.03Si，1.04Mn，0.30Mo，0.18V）。

2）弹性模量 860℃油淬，580℃回火的弹性模量 E 为196 GPa（20 000 kgf/mm²）。

3）生产工艺 热加工加热温度为1 060 ~ 1 120℃，开始温度为1 020 ~ 1 060℃，终止温度≥850℃，堆冷。

热处理：退火，820 ~ 840℃，炉冷；
正火，850 ~ 880℃，空冷；
高温回火，640 ~ 680℃，空冷；
淬火，860 ~ 900℃，油冷；
回火，520 ~ 580℃，空冷或水冷。

4）力学性能 见表13.3-73 ~ 表13.3-78及图13.3-36和图13.3-37。

表13.3-73 55SiMnMoV钢室温力学性能

热处理	σ_b	σ_s	δ_{10}	ψ
	MPa		%	
880℃油淬，550℃回火	≥1 370	≥1 275	≥6	≥30
	1 430 ~ 1 490	1 325 ~ 1 400	6.5 ~ 11	34.4 ~ 42

表 13.3-74　55SiMnMoV 钢不同回火温度下的力学性能

热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	HRC
		MPa		%		J·cm^{-2}	
860℃油淬	520℃回火	1 540	1 440	11	34	32.3	46.5
	550℃回火	1 430	1 345	11	37		
	580℃回火	1 430	1 335	14	40.5	32.3	44
	600℃回火	1 410	1 335	12			

表 13.3-75　55SiMnMoV 钢不同厚度扁钢力学性能

毛坯规格 /mm×mm×mm	热处理	σ_b	σ_s	δ_{10}	ψ	a_K	HRC
		MPa		%		J·cm^{-2}	
12×120×400	920℃，25 min 油淬，530℃，50 min 回火	1 430	1 350	8.7	37.8	41.2	47.5
20×120×400	920℃，40 min 油淬，530℃，58 min 回火	1 480	1 350	6.7	34	39.2	47

表 13.3-76　55SiMnMoV 钢疲劳极限

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{-1}	σ_{-1K}
	MPa			
860℃油淬，580℃，120 min 回火空冷	1 430	1 340	608	363

表 13.3-77　55SiMnMoV 钢低温冲击韧度

热处理制度	a_K/J·cm^{-2}			
	20℃	0℃	-20℃	-40℃
880℃油淬，580℃回火，空冷	38.2	31.4	31.4	27.4

表 13.3-78　55SiMnMoV 钢回火脆性倾向

热处理	冷却方式	a_K/J·cm^{-2}
860℃油淬，520℃，60 min 回火	水冷	37.2
	炉冷	38.2

回火后水冷和炉冷的韧性几乎完全相同，而且经 490℃和 580℃回火的情况也是这样，因而表明 55SiMnMoV 没有回火脆性。

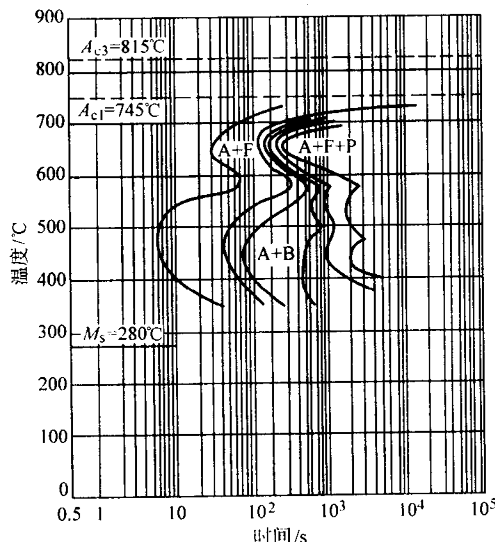


图 13.3-36　等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.55，Si1.01，Mn1.04，Mo0.30，V0.18，Cr0.10，Cu0.11，P0.017，S0.013；奥氏体化温度 880℃

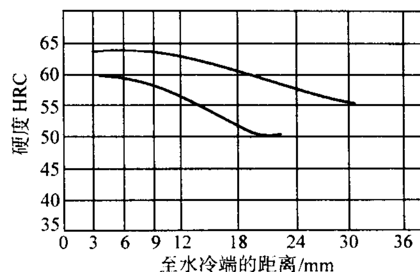


图 13.3-37　淬透性曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.50～0.63，Si0.94～1.41，Mn1.04～1.30，Mo0.16～0.30，V0.11～0.28；860～880℃加热端淬；为 5 炉钢数据

6.15　55SiMnMoVNb（非标准钢号）

55SiMnMoVNb 钢的化学成分（质量分数）(%)：0.52～0.60C，0.40～0.70Si，1.00～1.30Mn，0.30～0.40Mo，0.08～0.15V，0.01～0.03Nb，≤0.040P，≤0.040S，≤0.35Cr，≤0.35Ni，≤0.25Cu。

由于在 Si-Mn 的成分基础上又复合加入少量钼、钒、铌，所以 55SiMnMoVNb 具有很高的淬透性，较好的综合力学性能，而且基本上无回火脆性，过热和脱碳倾向及加工性能与 55SiMnMoV 相近，疲劳性能也很高。

此钢主要制造重型载重汽车的板簧，其寿命比 60Si2Mn 钢板簧高 1 倍以上，也可制造大截面螺旋弹簧。

1）物理性能　见表 13.3-79。

表 13.3-79　55SiMnMoVNb 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃					弹性模量 E
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	/GPa（kgf/mm^2）
730	765	660	590	290	209.5（21 360）①

① 试样经 880℃油淬，500℃回火。

2）热加工制度　见表 13.3-80。

表 13.3-80　55SiMnMoVNb 钢热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 060～1 200	1 020～1 160	850～900	堆冷

3）热处理制度　见表 13.3-81。

表 13.3-81　55SiMnMoVNb 钢热处理制度

项目	退火	正火	高温软化回火	淬火	淬火后回火
加热温度/℃	800～840	860～900	640～680	860～900	450～550
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	油淬	空冷

等温转变曲线和淬透性曲线分别列于图 13.3-38 和图 13.3-39。

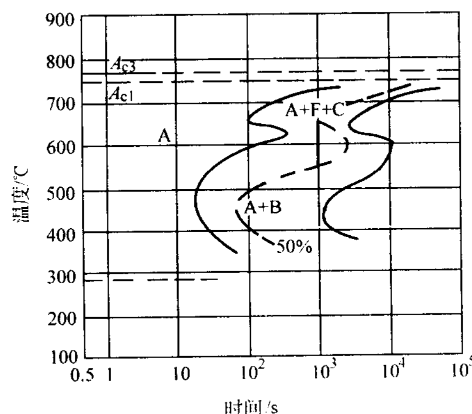


图 13.3-38　55SiMnMoVNb 钢等温转变曲线

用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.58，Si0.40，Mn1.11，Mo0.32，V0.16，Nb0.02；奥氏体化温度，850℃

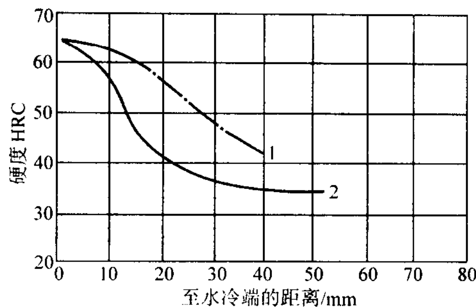


图 13.3-39 55SiMnMoVNb 钢的淬透性曲线

曲线 1—(质量分数)(%)C0.59, Si0.42, Mn1.05, Mo0.38, V0.17, Nb0.02;
曲线 2—(质量分数)(%)C0.55, Si0.54, Mn1.05, Mo0.35, V0.12, Nb0.02

4）力学性能　见表 13.3-82～表 13.3-85 和图 13.3-40。

表 13.3-82 55SiMnMoVNb 钢室温力学性能

序号	热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
1	880℃油淬，530℃回火	≥1 275	≥1 370	≥8	≥35	
2	880℃油淬，530℃回火	1 275～1 370	1 440～1 480	7.3～8.4	40～45	39～45

注：序号 1 摘自 GB/T 1222—1984；序号 2 为实际生产检验值。

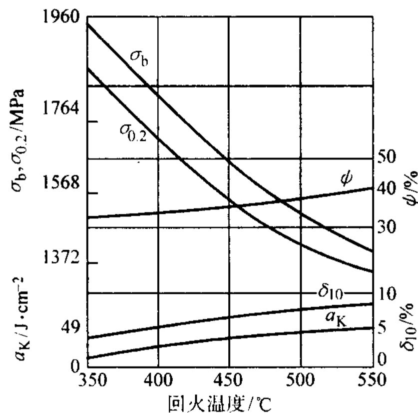


图 13.3-40 55SiMnMoVNb 钢 880℃油淬后在不同温度回火后的力学性能

表 13.3-83 55SiMnMoVNb 钢不同截面扁钢热处理后的力学性能

扁钢截面规格，/mm×mm	热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa
16×120	920℃×25 min 油淬，530℃×58 min 回火	1 370	1 450
20×120	920℃×40 min 油淬，530℃×58 min 回火	1 285	1 420

扁钢截面规格，/mm×mm	δ_{10}/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HRC
16×120	7.5	40.0	45 (4.6)	47
20×120	7.0	33.5	36 (3.7)	47

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）　C0.59，Si0.61，Mn1.12，Mo0.34，V0.13，Nb0.02。

表 13.3-84 55SiMnMoVNb 钢疲劳极限

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa
880℃油淬，500℃回火	1 432	1 505	608

表 13.3-85 55SiMnMoVNb 钢高温抗拉性能

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
880℃油淬，500℃回火	20	1 380	1 410	11.5	42.5
	200	1 145	1 400	13.0	41.0
	300	1 075	1 305	15.0	59.5
	400	966	1 170	16.0	66.5
	450	873	1 040	18.5	74.0
880℃油淬，550℃回火	20	1 315	1 365	12.0	43.5
	200	1 110	1 320	11.5	43.0
	300	990	1 280	19.0	56.5
	400	892	1 085	17.0	65.5
	500	750	888	19.0	77.5

注：表列数据为两次试验结果的平均值。

6.16 45CrMoV（非标准钢号）

45CrMoV 钢的化学成分（质量分数）（%）：0.40～0.50C，0.15～0.35Si，0.60～0.80Mn，1.30～1.50Cr，0.65～0.75Mo，0.25～0.35V，≤0.040P，≤0.040S。

45CrMoV 作为耐热弹簧钢有很好的室温和高温力学性能，尤其是高温抗松弛性能优良，超过 4Cr13 钢。其抗蒸汽腐蚀性能良好，热加工性能也比 4Cr13 好。用 45CrMoV 钢可制造工作温度不超过 450℃的高强度弹簧，如中压锅炉主安全阀弹簧等。

1）临界点（近似值）　A_{c1} 750～830℃；M_s 310℃。

2）密度　7.85 g/cm^3。

3）弹性模量（GPa）　206（20℃时），202（100℃），196（200℃），189（300℃），177（400℃），171（500℃）。

4）生产工艺　见表 13.3-86 和表 13.3-87 以及图 13.3-41 和图 13.3-42。

表 13.3-86 45CrMoV 钢热加工工艺

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	弹簧热成型温度/℃	冷　却
1 150±20	1 050～1 100	≥850	950～870	堆冷或砂冷

表 13.3-87 45CrMoV 钢热处理工艺

项　目	软化退火	淬　火	回　火
加热温度/℃	740～780	930～960	530～600
冷　却	炉冷至 500℃出炉，空冷	油	空冷或水冷

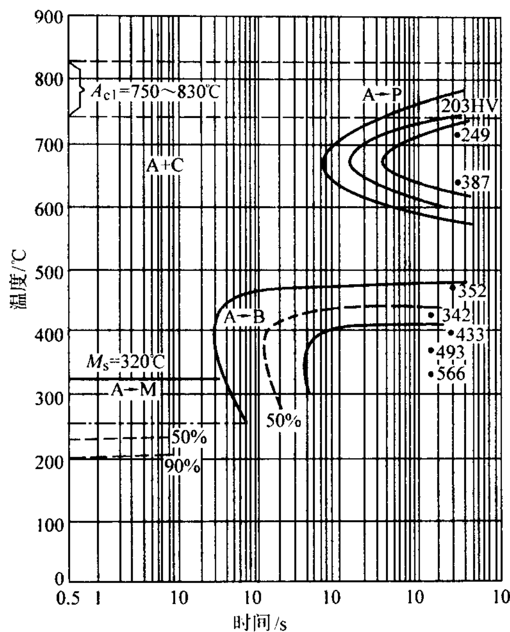


图 13.3-41　45CrMoV 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.43，Si0.27，Mn0.75，Cr1.31，Mo0.72，V0.23；奥氏体化温度 970℃

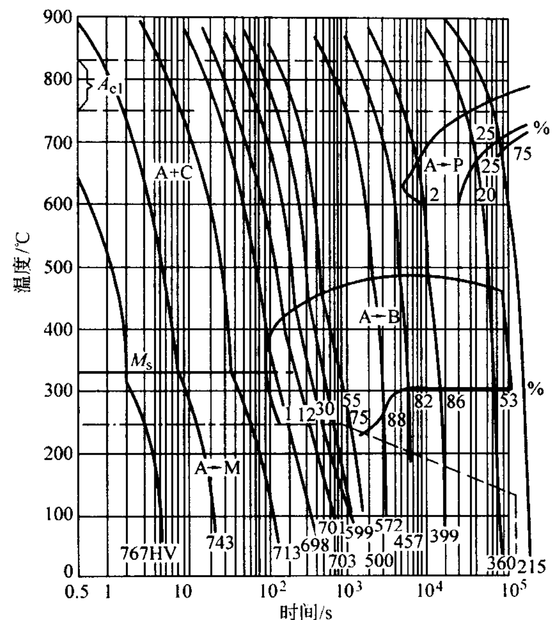


图 13.3-42　45CrMoV 钢连续冷却转变曲线

用钢成分和奥氏体化温度与图 13.3-41 相同

4）力学性能　见表 13.3-88 ~ 表 13.3-91。

表 13.3-88　45CrMoV 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	HRC	备注
	MPa		%		/J·cm^{-2}		
950℃淬火，550℃回火	≥1 370	≥1 176	≥8			40~47	①
950℃淬火，550℃回火	1 525~1 570	1 430~1 460	9.0~10.0	39.5~47.5	47~59.8	46~48	②
740~780℃退火	798~804	656~676	14.5~16.0	55~66.5			②

① 摘自厂标。

② 实际生产检验值。用钢成分（质量分数）(%)：C0.40，Cr1.30，Mo0.72，V0.33，拉伸试样尺寸为 ϕ5 mm；冲击试样尺寸为 6.5 mm×6.5 mm×55 mm。

表 13.3-89　45CrMoV 钢高温短时拉伸性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5/%
		MPa		
940~960℃油淬	室温	1 680~1 665	1 510~1 530	3~4.2
	400	1 390~1 470	1 275~1 345	3.5
550±10℃回火	450	1 335~1 360	1 255~1 265	5
	500	1 150~1 275	1 105~1 205	6

注：1. 试样直径 5 mm。

2. 用钢成分（质量分数）(%)　C0.54~0.58，Cr1.62~1.49，Mo0.68~0.69，V0.3~0.33。

表 13.3-90　45CrMoV 钢 450℃时效 10~1 000 h 后的硬度和冲击韧度

热处理制度	检验项目	时效时间/h					
		未时效	10	50	100	500	1 000
940~960℃淬火	HRC	45~46	45~47	45~47	44~46	43~46	46~48
550±10℃回火	a_K/J·cm^{-2}	15.7~19.6	20.6~22.5	18.6~20.6	13.7~20.6	13.7~14.7	16.7~20.6

注：1. 冲击试样 6.5 mm×6.5 mm×55 mm。

2. 用钢成分（质量分数）(%)　C0.54~0.58，Cr1.49~1.62，Mo0.68~0.69，V0.30~0.33。

表 13.3-91　1 000 h 时效后的力学性能

时效温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	HRC
	MPa		%		
450	1 490~1 510	1 400~1 430	10~14	44.5~49.5	48~50

注：1. 试样直径 5 mm。

2. 热处理制度　(950±10)℃油淬，(550±10)℃空冷。

3. 用钢成分（质量分数）(%)　C0.54~0.58，Cr1.49~1.62，Mo0.68~0.69，V0.3~0.33。

6.17　3Cr13，4Cr13

3Cr13 和 4Cr13 都是马氏体型不锈钢，主要性能和用途相似，主要用于制造有抗锈、耐蚀性能要求的各种弹簧件，如石油、化工、化纤、医药、橡胶等工业及国防工业中的阀门弹簧、耐酸泵密封弹簧等。因焊接性能差而一般不作焊接材料使用。

因碳含量高，故强度、硬度、淬透性均比 1Cr13、2Cr13 钢高，但耐蚀性和 700℃以下的热稳定性不如 1Cr13 和 2Cr13。

1）化学成分 见表13.3-92。

表13.3-92 3Cr13钢和4Cr13钢化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	S	P
3Cr13	0.25～0.34	≤0.60	≤0.80	12～14	≤0.030	≤0.035
4Cr13	0.35～0.45	≤0.60	≤0.80	12～14	≤0.030	≤0.035

2）物理性能 3Cr13钢和4Cr13钢的临界点（近似值）为：3Cr13的 A_{c1} 820℃，A_{r1} 780℃，M_s 240℃；4Cr13的 A_{c1} 820℃，M_s 270℃。

3Cr13钢和4Cr13钢的弹性模量见表13.3-93，其线胀系数见表13.3-94。

表13.3-93 3Cr13钢和4Cr13钢的弹性模量

钢号	E/GPa			
	20℃	400℃	500℃	600℃
3Cr13	206～219	189	180	169
4Cr13	206～219	193	181	171

表13.3-94 3Cr13钢和4Cr13钢线胀系数

钢号	$\alpha_l/10^{-6}\,K^{-1}$				
	20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃
3Cr13	10.5	11.0	11.6	11.5	12.0
4Cr13	10.5	11.0	11.0	11.5	12.0

3）生产工艺 见表13.3-95和表13.3-96。

表13.3-95 3Cr13钢和4Cr13钢热加工制度

钢号	升 温	开始/℃	终止/℃	冷却
3Cr13	冷装（炉温≤800℃），缓慢加热至850℃	1 160～1 200	≥850	缓冷及时退火
4Cr13	缓慢加热至800℃后快速加热至加工温度	1 160～1 200	≥850	

表13.3-96 3Cr13钢和4Cr13钢热处理制度

钢号	退 火	淬 火	回 火
3Cr13	750～800℃，炉冷	1 000～1 050℃，油或水	200～300℃，空冷
4Cr13	750～800℃炉冷	1 050～1 100℃，油冷	200～300℃，空冷

4）力学性能 3Cr13钢和4Cr13钢的室温力学性能见表13.3-97，其高温力学性能见表13.3-98，其抗松弛性能见表13.3-99。

表13.3-97 3Cr13钢和4Cr13钢室温力学性能

钢号	热处理	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	HRC	退火或高温回火后HB
		MPa		%			
3Cr13	1 000～1 050℃油淬 200～300℃回火					48～60	131～207
	860℃退火	539	294	20	60	a_K68.6 J/cm²	
	1 000℃空冷，650℃回火	946	700	16.0	52.3	a_K53.9 J/cm²	
4Cr13	1 050℃～1 100℃油淬 200～300℃回火					50～67	143～229
	1 050℃空冷，600℃，3 h回火	1 120	892	12.5	32.0	a_K11.8 J/cm²	
	860℃退火	470～549		20～25			

表13.3-98 3Cr13钢和4Cr13钢高温力学性能

钢号	热处理制度	试验/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K
			MPa		%		J·cm⁻²
3Cr13	1 000℃空冷，650℃回火	20	941	696	16	52	49
		200	813	657	14	57	127
		400	706	568	12	52	157
		500	608	529	14	54	157
		600	451	412	21	80	157
4Cr13	1 030℃空冷，500℃回火，空冷	20	1 765～1 785	1 274～1 620	2.5		
		400	1 625～1 665	1 420～1 450	6		
		450	1 539～1 570	1 325～1 390	5～6		
		500	1 285～1 315	1 225～1 265	6.5		
	1 030℃空冷，600℃回火，空冷	20	1 140～1 170	951	9.2～10		
		400	902～941	774～813	8.3～10		
		450	784～804	608～637	10～12		
		500	696～715	568～588	14.5～15		

表13.3-99 3Cr13钢和4Cr13钢抗松弛性能

钢号	试验温度/℃	应力/MPa	残余应力/MPa					
			100 h	500 h	1 000 h	2 000 h	3 000 h	5 000 h
3Cr13	450	294	137	118	108		98	88
		196	108	88	90		69	59
4Cr13	450	294	147	118	108	98		
	500	294	88	59	49			
	600	196	59	39	29			

3Cr13经1 000℃正火，650℃回火后进行蠕变试验，测得蠕变强度 $\sigma_{1/100\,000}$ 值；400℃时为132 MPa，450℃时为83 MPa。在750℃以下3Cr13的抗氧化性良好，但冷变形性较差。

4Cr13可在600～650℃长期使用。

6.18 1Cr18Ni9（Ti）

1Cr18Ni9是奥氏体型不锈耐酸钢，具有良好耐蚀性和冷加工性。经固溶处理后冷变形强化达到一定的强度。工艺性能和耐热性能良好，耐蚀性较好，但强度较低，弹性后效大。一般制作截面尺寸较小、载荷不大、精度要求不高的弹簧及弹性件，如弹簧管、波纹管、照相机快门弹簧、钟表发条等。

1）化学成分（质量分数）（%） ≤0.12C，≤1.00Si，≤2.00Mn，17.0～19.0Cr，8.0～11.0Ni，≤0.030S，≤0.035P。

2）物理性能 20℃的弹性模量 E 为199 GPa；熔点为1 398～1 420℃。

3）力学性能 1 100～1 150℃水冷后的室温力学性能：σ_b 539～706 MPa，σ_s 206～392 MPa，δ_5 48.8%～69%，ψ 60%～81%；高温和低温力学性能列于表13.3-100和表13.3-101。

表 13.3-100　1Cr18Ni9 钢高温力学性能

热处理	试验温度 /℃	σ_b	σ_s	δ	ψ
		MPa		%	
1 150℃水冷	650	378	98	33	40
	760	211	98	17	18
	870	137	69	19	27
	900	82		34	61
	1 000	43		38.3	66.8
	1 100	28		67.5	74

表 13.3-101　1Cr18Ni9 钢低温力学性能

热处理	试验温度 /℃	σ_b	σ_s	δ	ψ
		MPa		%	
1 100℃水冷	21	637	304	48	52
	-180	1 510	823	55	75
1 150℃水冷	21	823	392	56	54
	-253	1 940	853	25	30

1 080～1 130℃水淬后，704℃时的持久强度 $\sigma_{1/100}$ 为 98 MPa，815℃时为 43 MPa。ϕ10 mm 棒材经 1 050℃淬火的蠕变强度 $\sigma_{1/1\,000}$：540℃时为 118 MPa，650℃时为 48 MPa，730℃时为 20.6 MPa，815℃时为 5.9 MPa。

4）抗蚀性　在 850℃以下的空气介质中和 750℃以下的航空燃料燃烧产物的气氛介质中具有稳定的抗氧化性。

5）加工工艺　热加工性能良好（加热温度 1 160～1 200℃）。淬火态下塑性良好，可冷轧、冷拔，也可冷冲压、弯曲成形。可焊性好，可用各种方法焊接。

固溶处理：1 100～1 150℃，水或空冷；

冷拉坯料退火：970℃，水冷；

冷拉材中间退火：850℃，水冷。

1Cr18Ni9Ti 是在 1Cr18Ni9 成分基础上加入微量 Ti，使钢有较高的抗晶间腐蚀能力，特别是在氧化性介质中具有良好的耐蚀性，亦属奥氏体型不锈耐酸钢。冷加工性能良好，可冷轧、冷拔、弯曲、卷边、折叠、深冲等，但冷加工后强度明显增加，塑性下降。

1Cr18Ni9Ti 可焊性良好，可用各种方法进行焊接，焊后不需热处理。

热处理：固溶处理，1 050～1 150℃，水冷；冷拉坯料退火，970℃，水冷；冷拉材中间退火，850℃，水冷。

钢材品种有热轧材、冷拉材、热轧板、冷轧薄板、冷轧带钢、冷拔管、钢丝等。

经 1 100℃水冷的室温力学性能与 1Cr18Ni9 差别不大；但高温性能较好，特别是高温塑性。经 1 050℃水冷，800℃时的 δ_5 为 35%，ψ 为 69%。

在 750～800℃的空气中抗氧化性稳定。可制造长期使用的耐热弹簧。

6.19　弹簧钢各钢号的主要性能、特点及用途

GB/T 1222—1984《弹簧钢》中各钢号的主要性能、特点及用途见表 13.3-102，可供选用时参考。

表 13.3-102　主要弹簧钢的性能特点及用途

系　列	牌　号	性 能 特 点	主 要 用 途
碳素钢	65 70 85	可得到很高强度、硬度、屈强比，但淬透性小，耐热性不好，承受动载和疲劳载荷的能力低	应用非常广泛，但多用于工作温度不高的小型弹簧或不太重要的较大弹簧。如汽车、拖拉机、铁道车辆及一般机械用的弹簧
锰钢	65Mn	成分简单，淬透性和综合力学性能、脱碳等工艺性能均比碳钢好，但对过热比较敏感，有回火脆性，淬火易出现裂纹	价格较低，用量很大。制造各种小截面扁簧、圆簧、发条等，亦可制造汽门簧、弹簧环，减震器和离合器簧片、刹车簧等
硅锰钢	55Si2Mn 60Si2Mn 60Si2MnA	硅含量高（上限达 2.00%），强度高，弹性好。抗回火稳定性好。易脱碳和石墨化。淬透性不高	主要的弹簧钢类，用途很广。制造各种弹簧，如汽车、机车、拖拉机的板簧、螺旋弹簧，气缸安全阀簧及一些在高应力下工作的重要弹簧、磨损严重的弹簧
硅锰硼钢	55Si2MnB	因含硼，其淬透性明显改善	轻型、中型汽车的前后悬挂弹簧、副簧
硅锰钒硼钢	55SiMnVB	我国自行研制的钢号，淬透性、综合力学性能、疲劳性能均较 60Si2Mn 钢好	主要制造中、小型汽车的板簧，使用效果好，亦可制造其他中等截面尺寸的板簧、螺旋弹簧
铬硅钢	55CrSiA	抗弹性减退性能优良，强度高，抗回火软化性能好	特别适宜制成高强度油淬火钢丝，制造发动机阀门弹簧及其他重要螺旋弹簧
	60Si2CrA 60Si2CrVA	高强度弹簧钢。淬透性高，热处理工艺性能好。因强度高，卷制弹簧后应及时处理消除内应力	制造载荷大的重要大型弹簧。60Si2CrA 可制造汽轮机汽封弹簧、调节弹簧、冷凝器支承弹簧、高压水泵碟形弹簧等。60Si2CrVA 钢还制作极重要的弹簧，如常规武器取弹钩弹簧，破碎机弹簧
铬锰钢	55CrMnA 60CrMnA	突出优点是淬透性好，另外热加工性能、综合力学性能、抗脱碳性能亦好	大截面的各种重要弹簧，如汽车、机车的大型板簧、螺旋弹簧等
铬锰硼钢	60CrMnBA	淬透性比 60CrMnA 高，其他各种性能相似	尺寸更大的板簧、螺旋弹簧、扭转弹簧等
铬锰钼钢	60CrMnMoA	在现有各种弹簧钢中淬透性最高。力学性能、抗回火稳定性等亦好	大型土木建筑、重型车辆、机械等使用的超大型弹簧。最大可淬透尺寸（中心 80%以上马氏体）的钢板厚度可达 35 mm 以上，圆钢直径可超过 60 mm
铬钒钢	50CrVA	少量钒提高弹性、强度、屈强比和弹减抗力，细化晶粒，减小脱碳倾向。碳含量较小，塑性、韧性较其他弹簧钢好。淬透性高，疲劳性能也好	各种重要的螺旋弹簧，特别适宜作工作应力、工作应力振幅高、疲劳性能要求严格的弹簧，如阀门弹簧、喷油嘴弹簧、气缸胀圈、安全阀簧等
钨铬钒钢	30W4Cr2VA	高强度耐热弹簧钢。淬透性很好。高温抗松弛和热加工性能也很好	工作温度 500℃以下的耐热弹簧，如汽轮机主蒸汽阀弹簧、汽封弹簧片，锅炉安全阀弹簧、400 t 锅炉碟形阀弹簧等

7 最新发展

7.1 提高设计应力

随着汽车工业的高速发展，对悬挂弹簧等用钢也提出了越来越高的要求，其中最突出的是提高弹簧钢的设计应力。因为弹簧的重量与用钢的设计应力的平方成反比，所以提高设计应力能大大降低弹簧的重量，节约材料，从而降低成本，提高汽车运载能力，节省燃料。

很多国家非常重视提高弹簧钢设计应力（即弹簧钢的高强度化）。以日本情况为例，1975年前后的悬挂螺旋弹簧用SUP6，设计应力为900 MPa，1980年左右改用SUP7，设计应力为1 000 MPa，1985年左右用SRS60钢等，设计应力提升至1 100 MPa，1995年前后又开发了一批新钢号，如ND250S等，设计应力提高至1 300 MPa。这一变化对弹簧重量的影响列于表13.3-103。

表13.3-103　设计应力与弹簧重量的关系举例

设计应力/MPa	900	1 000	1 100	1 300	1 200
钢号	SUP6	SUP7	SRS60	ND250S	N120K
钢丝直径/mm	12.9	12.5	12.1	11.4	11.7
弹簧有效圈数	5.05	4.45	3.91	3.08	3.42
弹簧重量/kg	2.85	2.52	2.15	1.61	1.83
重量比/%	100	85.4	72.9	54.6	62.0

由表13.3-103可知，提高设计应力可以使弹簧的钢丝直径和有效圈数减少，从而降低弹簧重量。设计应力每提高100 MPa，重量可减小7.4%～14.6%。所以很多国家对此给以很大关注，投入很大精力加以研究，开发了很多高性能的新型弹簧钢。

大同特殊钢的研究人员以4340型超高强度钢为基础发展出制作螺旋弹簧的高强度钢RK360，化学成分（质量分数）（%）为0.4C，2.5Si，0.8Mn，2Ni，0.85Cr，0.40Mo，0.2V。其断裂韧性、疲劳性能、松弛抗力都很好。经过进一步研究、改进，成为后来的ND250S。

ND250S成分与RK360大致相同。为保证韧性，碳量限制在0.4%以下，试验表明，其抗松弛性能、缺口韧性、抗大气腐蚀能力、抗延迟断裂能力等都优于SUP7钢。再配合喷丸强化，设计应力可达到1 300 MPa，作为高级弹簧钢使用效果很好。

但是ND250S的价格较高，不利于推广应用。故在此基础上又开发出1 200 MPa级的钢。

为达到1 200 MPa级高应力，钢的硬度应达到52～54HRC，同时还要防止腐蚀疲劳、延迟破坏等问题，并兼顾经济性。故使用能细化晶粒、强化晶界的铌和硼，并加镍抑制腐蚀；开发出ND120S钢。其化学成分（质量分数）（%）为0.4% C，1.80% Si，0.30% Mo，0.50% Ni，1.00% Cr，0.20%V，0.001 5%B及微量-Nb。自1997年未使用，可使弹簧重量明显减小（约20%）。

SRS60钢的化学成分（质量分数）是0.60%C，1.50% Si，0.50%Mn，0.50%Cr，0.2%V，属Si-Cr-V系。其抗松弛性能优于SUP7，脱碳倾向也低于SUP7，热轧后延性好，有利于拉拔等二次加工，设计应力可达到1 100 MPa。

7.2 化学成分及合金系列的变化

7.2.1 碳含量范围扩展

常用标准弹簧钢的碳含量都比较高，最低的如50CrV，也在0.50%（质量分数）水平，为的是保证足够的弹性、强度、硬度、抗松弛性能，所以连新研制的一些高应力弹簧钢也都是碳含量很高。

但是近来的一些研究表明，这样高的碳含量对钢的塑性、韧性不利，对防止脱碳也很不利。例如，在Si-Ni-Cr-Mo-V系中，当碳含量超过0.5%（质量分数）时，不仅塑性和韧性急剧下降，屈强比和抗松弛性能也大幅度降低（图13.3-43）。因此碳含量应降至0.40%左右，这就是上面说过的RK360钢。

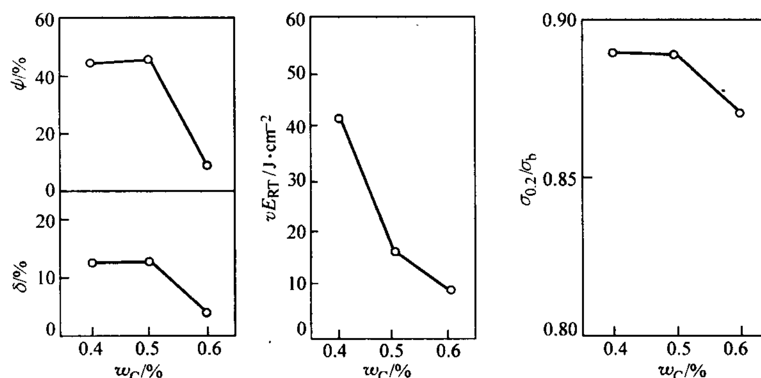


图13.3-43　碳对Si-Ni-Cr-Mo-V系钢塑性、韧性和屈强比的影响

有些新研制的弹簧钢碳含量更低。美国的一份专利介绍，特别适合制造汽车板簧的一种钢碳含量仅为0.20%～0.40%（质量分数）。因热处理后得到的显微组织是低碳板条马氏体，故塑性、韧性特别好，且淬火后可自回火。另外加工性能好，变形抗力低，成分简单［锰为1.0%～1.3%（质量分数），铬≤0.60%（质量分数）］，价格便宜。

国内也出现过这类低碳弹簧钢，如北京首钢的28SiMnB等。

相反，为获得更高强度、硬度，弹簧钢的碳含量也有上升的例子。许多新研制的高强弹簧钢的碳含量达到0.8%（质量分数）以上水平，如一种抗拉强度1 700 MPa的钢碳含量达1.0%（质量分数），在标准钢号中是少见的。

碳含量范围的扩大，使得弹簧钢的特点和性能多样化，从而便于用户选择、应用。

7.2.2 合金系列多样化

标准合金弹簧钢所用合金元素种类不多，如硅、锰、铬、钼、钨、钒、硼等；合金系列亦比较简单，以二元系和三元系为主，如Si-Mn、Cr-Mn、Cr-Si、Cr-V、Cr-Mn-B、Si-Cr-V、Cr-Mn-Mo等，几乎没有四元以上的合金系。

为了充分发挥合金元素及多元合金化的作用，使弹簧钢得到多方面的优异性能，满足使用需要，所以很多人在这方面开展了研究。

首先，近来的研究重视微量合金元素在弹簧钢中的作用及应用。所涉及的微合金元素除硼外还有锆、铝、镁、钡、钙、铜、锶、铈、钇、氮等，其种类远远超过以前。一些研

究发现上述微合金元素加入弹簧钢中具有多种作用，例如提高淬透性，细化晶粒，改善组织均匀性，改变碳化物和夹杂物的成分、形态、分布，提高抗氧化、耐腐蚀能力等。在此研究基础上推出了一批新型弹簧钢（见表13.3-104）。

表13.3-104　含各种微量元素的弹簧钢的化学成分（质量分数）　%

序号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	B	其他	备　注
1	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50				0.07~0.33			Al0.018~0.036 N0.011~0.018	
	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50					0.19			
	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50			0.21					
	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50				0.25	0.22			
	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50			0.20	0.22				
	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50			0.22		0.19			
	0.50~0.80	1.50~2.50	0.50~1.50			0.22	0.23	0.21			
2	0.51~0.80	0.15~0.50	0.20~0.50	0.1~2.0		0.05~0.80		0.005~0.200		Al0.005~0.100	
3	0.70~1.00	0.50~2.00	0.40~0.70	0.40~1.00						Ca、Mg、Ba、Sr中的一种或多种，总量0.000 5~0.005 0	
4	0.35~0.55	1.80~3.00	0.50~1.50	0.10~1.50	0.50~3.00					Al0.01~0.50 N0.010~0.025	
5	0.50~0.80	1.20~2.50	0.50~1.50						0.000 5~0.010 0		基本成分
	0.50~0.80	1.20~2.50	0.50~1.50		0.20~2.00				0.000 5~0.010 0	RE0.01~0.03	加入Ni和RE中的一种或二种
	0.50~0.80	1.20~1.50	0.50~1.50						0.000 5~0.010 0	Al0.03~0.30 Ti0.02~0.30 Zr0.02~0.30	加入Ti、Al、Zr中的一种或多种
6	0.40~0.80	0.50~2.50	0.30~2.00	0.1~1.5		0.1~1.5	加入	加入		Al<0.02	-7≤4×Si（%）-10×Cr（%）≤5 加V、Nb中一种或二种，总量0.05~0.50
7	0.50~0.70	1.00~2.50	0.50~1.50	0.50~2.50		0.10~0.90	0.05~0.50				
8	0.50~0.80	1.00~1.40	0.70~1.50				0.05~0.50	0.05~0.50			基本成分加V或同时加V、Nb
	0.50~0.80	1.00~1.40	0.70~1.50				0.05~0.50	0.05~0.50	0.000 5~0.010 0		加B提高淬透性
	0.50~0.80	1.00~1.40	0.70~1.50				0.05~0.50	0.05~0.50		Al0.03~0.10	加Al细化晶粒，提高弹减抗力
	0.50~0.80	1.00~1.40	0.70~1.50				0.05~0.50	0.05~0.50	0.000 5~0.010 0	Al0.03~0.10	加B提高淬透性
	0.50~0.80	1.00~1.40	0.70~1.50				0.05~0.50	0.05~0.50		Cu0.20~3.00 Co0.05~1.00	加入Cu和Co中的一种或二种，固溶强化，提高弹减抗力

7.3 钢材品种

在钢丝形状、尺寸方面的变化有锥形钢丝——沿钢丝长度方向截面直径变化，可以满足特殊弹簧制造的需要。除圆截面钢丝外还开发出卵形、椭圆形截面钢丝。目前得到应用的是椭圆断面及卵形中的Fuchs形断面（半圆-半椭圆组合）。异形断面钢丝的优点是：在保持工作应力不变的条件下可降低弹簧高度，减小所需空间；减小弹簧有效圈数和重量，节省材料；负荷相同时最大应力降低，使弹簧可靠性及工作寿命提高。但是其生产难度增加，成本上升（一般上升20%~30%，个别达50%）。这类钢丝的应用始于发动机汽门弹簧，近年发展加速，在离合器、自动变速器上也被应用。

主要用于载重汽车的叠板弹簧通常使用等截面扁钢制造。但是板簧中间部分应力高、两端应力低，为此改用变截面钢板。应力高的中间处钢板厚，应力低的两端钢板薄，材料利用合理，再配合高强度材料，可明显减小弹簧重量（达30%以上）。由于钢板中间厚度增大，所以选择钢号时特别要注意淬透性是否足够。

7.4 生产工艺

7.4.1 奥氏体成形轧制工艺

这种工艺也是一种形变热处理，只是变形温度较低。先把钢加热到奥氏体区再急冷到亚稳奥氏体区，然后塑性变形并淬火。可以在不降低塑性和韧性的同时提高强度。日本在此基础上进行改革性研究，并在实际生产中应用，取得较好结果。

该工艺的重要一点是，要在保留加工变形的效果、不能发生组织恢复和再结晶的条件下进行淬火。T形扁钢采用这种工艺可使寿命提高3倍以上，减少钢材重量超过30%。

高强度钢的高周疲劳破坏首先由内部破坏开始，而改良的奥氏体成形轧制工艺可以控制回火显微组织中的夹杂物及组织内部裂纹。

SUP12（Cr-Si系）钢采用这种工艺后显微组织均匀细小，原奥氏体晶界上铁素体和珠光体析出明显减少，σ_b为1 725~1 805 MPa，硬度为520~534 HV，与普通工艺生产的钢（σ_b1 742 MPa，硬度517HV）几乎相同，但是疲劳极限（σ_w）却提高，σ_w与σ_b之比平均达到0.51（0.49~0.57），而一般工艺生产的σ_w/σ_s仅为0.36。

7.4.2 高频感应整体加热淬火和回火工艺

与传统的加热方法相比，高频感应加热具有很多优点：加热速度快，所需时间短，因而生产效率高，节省能量，更重要的是能够细化显微组织，大大提高材料的力学性能和疲劳寿命，而且可以减少材料表面的氧化和脱碳。

试验研究表明，Cr-Si系的SUP12钢用高频感应加热淬火和回火（淬火：100 kHz，80 kW；回火：100 kHz，40 kW），以200 K/s速度快速加热至1 273 K，淬火总加热时间仅20 s；回火时的加热速度为200 K/s，总加热时间15 s。经这样处理后的强度和屈强比与常规加热的淬火回火材料几乎相同，可是塑性和冲击韧度却明显提高，抗松弛性能也好，而且硬度越高，两者抗松弛性能的差距越大。此外，旋转弯曲疲劳极限、断裂韧性等也都提高。

用Si-Mn系的SUP6、SUP7以及S45C等钢进行上述对比试验，都得到相同结果，证明感应加热淬火回火处理的优越性具有普遍性。

经高频感应加热淬火和回火的SAE9254弹簧钢丝（ϕ7~14 mm），σ_b达到1 770~2 060 MPa，晶粒度达到10级且均匀细小，钢丝表面光洁，无脱碳。整个截面的性能均一，而且$\psi>45\%$，$\delta_8>7\%$。钢丝的冷成形性优良，不出现裂纹。用这种钢丝制成弹簧，当弹簧各项指标保持原有水平时，重量可减少10%~20%。

美国、日本等国都已经使用这种工艺制造弹簧材料。美国用这种钢丝制成汽车悬挂弹簧、大型车辆紧急制动弹簧，疲劳寿命及抗松弛性能都满足要求。俄罗斯也把这种工艺用于弹簧扁钢生产。60C2弹簧钢板经感应加热淬火、回火处理和常规淬火回火处理后，分别制成弹簧装车进行对比试验。试验结果列于表13.3-105。

表13.3-105　装车对比试验结果（60C2钢）

车型	扁钢质量/kg	质量减小/kg（%）	寿命/km	寿命提高/km（%）
ЗИЛ-130	72.4/72.4	—	6 336/4 319	2 017（46.7）
ЗИЛ-133ГЯ	92.8/102.1	9.3（9.1）	15 140/13 742	1 398（10.4）

注：表中分子为感应加热处理，分母为常规处理。

可见，经高频感应加热处理的钢材可以提高工作应力，减小钢板重量（达9%），提高疲劳寿命（如ЗИЛ-130寿命提高可达40%以上）。

现在钢丝和扁钢都有了高频感应加热处理自动化生产线，可以进行加热、成形、淬火、回火等作业。扁钢生产线技术指标列于表13.3-106。

表13.3-106　扁钢感应加热生产线技术指标

生产率（扁钢厚度18 mm）	扁钢运动速度/mm·s^{-1}	外形尺寸/mm	质量/t	功率/kW	高频电路	
					电压/V	频率/kHz
800 kg/h	18	长11 970 宽4 350 高5 520	30	弯曲加热：240 淬火加热：210 回火加热：100	800	2.5

除上述各项优点外，感应加热技术还能减小劳动强度，改善工作条件，节省操作人员。

7.4.3 喷丸和强压处理

为了提高喷丸的强化效果而开发和应用了热喷丸。实践证明，在各种硬度下经热喷丸处理都能明显提高弹簧的疲劳破坏抗力。热喷丸的温度取250~325℃，强化效果最大。

另外，由原来的应力喷丸改为双重应力喷丸，即使用粒度尺寸不同的丸粒，或是硬度不同（或材质不同）的丸粒做喷丸处理，可提高残余应力峰值及表层内的平均残余应力，可大幅度提高疲劳寿命。但这种效果必须通过弹簧总装才能发挥出来，故工艺技术至关重要。

弹簧的强压处理都在室温下进行，经研究改用热强压，即加热弹簧达到一定温度（150~300℃），进行强压处理——施加载荷使弹簧产生一定变形，并保持一定时间的加载时效处理，能更大地提高弹簧的承载能力和疲劳寿命，而且弹簧的尺寸、性能稳定性也更好。

8　国内外弹簧钢钢号对照

为便于参考和选用，将成分相近的国内外弹簧钢号对照列表如表13.3-107～表13.3-129。

表13.3-107　65钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	65	C0.62～0.70，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 8458-3 1992（E）	Type DC	C0.53～0.88，Si0.10～0.35，Mn0.50～1.20，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959 1979	65	C0.62～0.70，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美　国	ASTM A29M 1993a	1 064	C0.60～0.70，Si0.15～0.35，Mn0.50～0.80，P≤0.040，S≤0.050
日　本			
德　国			
英　国			
法　国	NF A35-057 1979	FMR66	C0.63～0.68，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.03，S≤0.03
		FMR68	C0.65～0.70，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.03，S≤0.03

表13.3-108　70钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	70	C0.67～0.75，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 8458-3 1992（E）	Type DC	C0.53～0.88，Si0.10～0.35，Mn0.50～1.20，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959 1979	70	C0.67～0.75，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美　国	ASTM A29M 1993a	1070	C0.65～0.75，Si0.15～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.040，S≤0.050，Cu≤0.20
	ASTM A576 1990b（1995）	G10700（1070）	
日　本			
德　国	DIN 17222 1979	C67	C0.65～0.72，Si0.15～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.045，S≤0.045
		CK67	C0.65～0.72，Si0.15～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035
英　国	BS 1429 1980	070A72	C0.70～0.75，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.80，P≤0.05，S≤0.05
法　国	NF A35-057 1979	FMR66	C0.63～0.68，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.030，S≤0.030
		FMR68	C0.65～0.70，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.030，S≤0.030
		FMR70	C0.68～0.73，Si0.10～0.30，Mn0.60～0.90，P≤0.030，S≤0.030
		FMR72	C0.70～0.75，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.030，S≤0.030

表13.3-109　85钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	85	C0.82～0.90，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 8458-3 1992（E）	Type DC	C0.53～0.88，Si0.10～0.35，Mn0.50～1.20，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959—1979	85	C0.82～0.90，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.20

续表 13.3-109

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
美 国	ASTM A29M 1993a	1080	C0.75～0.88，Si0.15～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.040，S≤0.050
	ASTM A576 1990b（1995）	G10800（UNS）（1080）	
	ASTM A29M 1993a	1084	C0.80～0.93，Si0.15～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.040，S≤0.050
	ASTM A576 1990b（1995）	G10840（UNS）（1084）	
日 本	JIS G4801 1984	SUP3	C0.75～0.90，Si0.15～0.35，Mn0.30～0.60，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
德 国	DIN 17222 1979	CK85	C0.80～0.90，Si0.15～0.35，Mn0.45～0.65，P≤0.035，S≤0.035
英 国			
法 国	NF A35-057 1979	FMR86	C0.83～0.88，Si0.10～0.35，Mn0.60～0.90，P≤0.030，S≤0.030

表 13.3-110 65Mn 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222—1984	65Mn	C0.62～0.70，Si0.17～0.37，Mn0.90～1.20，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 8458-3 1992（E）	Type DC	C0.53～0.88，Si0.10～0.35，Mn0.50～1.20，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959 1979	65Г	C0.62～0.70，Si0.17～0.37，Mn0.90～1.20，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.25，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美 国	ASTM A29M 1993a	1566	C0.60～0.71，Si0.15～0.35，Mn0.85～1.15，P≤0.040，S≤0.050
	ASTM A576 1990b（1995）	G15660（UNS）（1566）	
日 本			
德 国			
英 国			
法 国			

表 13.3-111 55Si2Mn 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222—1984	55Si2Mn	C0.52～0.60，Si1.50～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.35，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	59Si7	C0.55～0.63，Si1.60～2.00，Mn0.60～1.00，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959 1979	55C2Г	C0.52～0.60，Si1.50～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.30，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美 国	ASTM A29M 1993a	9260	C0.56～0.64，Si1.80～2.20，Mn0.75～1.00，P≤0.035，S≤0.040
	ASTM A322 1991	G9260（UNS）（9260）	
	ASTM A304 1995	H92600（UNS）（9260H）	C0.55～0.65，Si1.70～2.20，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cu≤0.35，Ni≤0.25，Cr≤0.20，Mo≤0.06

续表 13.3-111

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
日 本	JIS G4801 1984	SUP6	C0.56～0.64，Si1.50～1.80，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
		SUP7	C0.56～0.64，Si1.80～2.20，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
德 国	DIN 17222 1979	55Si7	C0.52～0.60，Si1.50～1.80，Mn0.70～1.00，P≤0.045，S≤0.045
英 国	BS 970 Part2 1988	251H60	C0.56～0.64，Si1.60～2.20，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.40，Mo≤0.12
法 国	NF A35-571 1996	56SC7	C0.53～0.59，Si1.60～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.20～0.45

表 13.3-112　55Si2MnB 及 55SiMnVB 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222—1984	55Si2MnB	C0.52～0.60，Si1.50～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.35，B0.000 5～0.004，Ni≤0.35，Cu≤0.25
		55SiMnVB	C0.52～0.60，Si0.70～1.00，Mn1.00～1.30，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.35，V0.08～0.16，B0.000 5～0.003 5，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO			
前苏联			
美 国			
日 本			
德 国			
英 国			
法 国			

注：未见国外可比牌号。

表 13.3-113　60Si2Mn 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222—1984	60Si2Mn	C0.56～0.64，Si1.50～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.35，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	59Si7	C0.55～0.63，Si1.60～2.00，Mn0.60～1.00，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959 1979	60C2A	C0.57～0.65，Si1.60～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.30，Ni≤0.25，Cu≤0.20
		60C2Г	C0.55～0.65，Si1.80～2.20，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.30，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美 国	ASTM A29M 1993a	9260	C0.56～0.64，Si1.80～2.20，Mn0.75～1.00，P≤0.035，S≤0.040
	ASTM A322 1991	G92600（UNS）（9260）	
	ASTM A304 1995	H92600（UNS）（9260H）	C0.55～0.65，Si1.70～2.20，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cr≤0.20，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
日 本	JIS G4801 1984	SUP6	C0.56～0.64，Si1.50～1.80，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
		SUP7	C0.56～0.64，Si1.80～2.20，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
德 国	DIN 17221 1988	60SiCr7	C0.57～0.65，Si1.50～1.80，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.20～0.40

续表 13.3-113

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
英 国	BS 970 Part2 1988	251H60	C0.56～0.64，Si1.60～2.20，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.40，Mo≤0.12
法 国	NF A35-571 1996	61SiCr7	C0.57～0.64，Si1.60～2.00，Mn0.70～1.00，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.20～0.45

表 13.3-114 60Si2MnA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222— 1984	60Si2MnA	C0.56～0.64，Si1.60～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.030，S≤0.030，Cr≤0.35，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	59Si7	C0.55～0.63，Si1.60～2.00，Mn0.60～1.00，P≤0.030，S≤0.030
前苏联	ГОСТ 14959 1979	60C2A	C0.58～0.63，Si1.60～2.00，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.30，Ni≤0.25，Cu≤0.20
		60C2Г	C0.55～0.65，Si1.8～2.2，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.30，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美 国	ASTM A29M 1993a	9260	C0.56～0.64，Si1.80～2.20，Mn0.75～1.00，P≤0.035，S≤0.040
	ASTM A322 1991	G92600（UNS） （9260）	
	ASTM A304 1995	H92600（UNS） （9260H）	C0.55～0.65，Si1.70～2.20，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cu≤0.35，Ni≤0.25，Cr≤0.20，Mo≤0.06
日 本	JIS G4801 1984	SUP6	C0.56～0.64，Si1.50～1.80，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
		SUP7	C0.56～0.64，Si1.80～2.20，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cu≤0.30
德 国	DIN 17221 1988	60SiCr7	C0.57～0.65，Si1.50～1.80，Mn0.70～1.80，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.20～0.40
英 国	BS 970 Part2 1988	251H60	C0.56～0.64，Si1.60～1.80，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr≤0.40，Mo≤0.12
法 国	NF A35-571 1996	61SiCr7	C0.57～0.64，Si1.60～2.00，Mn0.70～1.00，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.20～0.45

表 13.3-115 60Si2CrA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222— 1984	60Si2CrA	C0.56～0.64，Si1.40～1.80，Mn0.40～0.70，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	55SiCr63	C0.51～0.59，Si1.20～1.60，Mn0.50～0.80，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.55～0.85
前苏联	ГОСТ 14959 1979	60C2XA	C0.56～0.64，Si1.4～1.8，Mn0.40～0.70，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.70～1.00，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美 国			
日 本	JIS G4801 1984	SUP12	C0.51～0.59，Si1.20～1.60，Mn0.60～0.90，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.60～0.90
德 国			
英 国	BS 970 Part2 1988	685H57	C0.54～0.62，Si1.20～1.60，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.50～0.80
法 国			

表 13.3-116　60Si2CrVA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	60Si2CrVA	C0.56～0.64，Si1.40～1.80，Mn0.40～0.70，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.90～1.20，V0.10～0.20，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO			
前苏联	ГОСТ 14959 1979	60С2ХФА	C0.56～0.64，Si1.4～1.8，Mn0.40～0.70，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.90～1.20，V0.10～0.20，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美　国			
日　本			
德　国			
英　国			
法　国			

表 13.3-117　55CrMnA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	55CrMnA	C0.52～0.60，Si0.17～0.37，Mn0.65～0.95，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.65～0.95，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	55Cr3	C0.52～0.59，Si0.15～0.40，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00
前苏联			
美　国	ASTM A29 1993a	5155	C0.51～0.59，Si0.15～0.35，Mn0.70～0.90，P≤0.030，S≤0.040，Cr0.70～0.90，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
	ASTM A322 1991	G51550（UNS）	
	ASTM A29 1993a	5160	C0.56～0.61，Si0.15～0.35，Mn0.75～1.00，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.70～0.90，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
	ASTM A322 1991	G51550（UNS）（5155）	
	ASTM A304 1995	H51550（UNS）（5155H）	C0.50～0.60，Si0.15～0.35，Mn0.60～1.00，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.60～1.00，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
		H51600（UNS）（5160H）	C0.55～0.65，Si0.15～0.35，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.60～1.00，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
日　本	JIS G4801 1984	SUP9	C0.52～0.60，Si0.15～0.35，Mn0.35～0.95，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.65～0.95
		SUP9A	C0.56～0.64，Si0.15～0.35，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.70～1.00
德　国	DIN 17221 1988	55Cr3	C0.52～0.59，Si0.25～0.50，Mn0.70～1.10，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00
英　国	BS 970 Part2 1988	525A58	C0.55～0.60，Si0.20～0.35，Mn0.80～0.95，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.70～0.85，Mo≤0.10
法　国	NF A35-571 1996	55Cr3	C0.52～0.59，Si0.10～0.40，Mn0.70～1.00，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.70～1.00

表 13.3-118 60CrMnA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222—1984	60CrMnA	C0.56～0.64，Si0.17～0.37，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	55Cr3	C0.52～0.59，Si0.15～0.40，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00
前苏联			
美 国	ASTM A304 1995	H51550（UNS）（5155H）	C0.50～0.60，Si0.17～0.37，Mn0.60～1.00，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.60～1.00，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
		H51600（UNS）（5160H）	C0.55～0.65，Si0.15～0.35，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.60～1.00，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
	ASTM A29 1993a	5155	C0.51～0.59，Si0.15～0.35，Mn0.70～0.90，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.70～0.90，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
	ASTM A322 1991	G51550（UNS）（5155）	
	ASTM A29 1993a	5160	C0.56～0.64，Si0.15～0.35，Mn0.75～1.00，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.70～0.90，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
	ASTM A322 1991	G51600（UNS）（5160）	
日 本	JIS G4801 1984	SUP9	C0.52～0.60，Si0.15～0.35，Mn0.35～0.95，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.65～0.95
		SUP9A	C0.56～0.64，Si0.15～0.35，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.70～1.00，Cu≤0.30
德 国	DIN 17221 1988	55Cr3	C0.52～0.59，Si0.25～0.50，Mn0.70～1.10，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00
英 国			
法 国	NF A35-571 1996	55Cr3	C0.52～0.59，Si0.10～0.40，Mn0.70～1.00，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.70～1.00

表 13.3-119 60CrMnMoA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国 家	标准号	牌 号	化学成分（质量分数）/%
中 国	GB/T 1222—1984	60CrMnMoA	C0.56～0.64，Si0.17～0.37，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～0.90，Ni≤0.35，Mo0.25～0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	60CrMo33	C0.56～0.64，Si0.15～0.40，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00，Mo0.25～0.35
前苏联			
美 国	ASTM A304 1995	H41610（UNS）（4161H）	C0.55～0.65，Si0.15～0.35，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.65～0.95，Ni≤0.25，Mo0.25～0.35，Cu≤0.35
	ASTM A29M 1993a	4161	C0.56～0.64，Si0.15～0.35，Mn0.75～1.00，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.70～0.90，Mo0.25～0.35，Ni≤0.25，Cu≤0.35
	ASTM A322 1991	G41610（UNS）（4161）	
日 本	JIS G4801 1984	SUP13	C0.56～0.64，Si0.15～0.35，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.70～0.90，Mo0.25～0.35，Cu≤0.30
德 国			
英 国	BS 970 Part2 1988	705A60	C0.75～0.62，Si0.20～0.35，Mn0.85～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.85～1.00，Mo0.25～0.35
		705H60	C0.55～0.64，Si0.15～0.40，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.60～1.00，Mo0.25～0.35
法 国	NF A35-571 1996	60CrMo4	C0.56～0.64，Si0.10～0.40，Mn0.85～1.00，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.75～1.00，Mo0.25～0.35

表 13.3-120　50CrVA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	50CrVA	C0.46～0.54，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.80～1.10，V0.10～0.20，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	51CrV4	C0.47～0.55，Si0.10～0.40，Mn0.60～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.80～1.10，V0.10～0.25
前苏联	ГОСТ 14959 1979	50XΦA	C0.46～0.54，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.80～1.10，V0.10～0.20，Ni≤0.25，Cu≤0.20
美　国	ASTM A29M 1993a	6150	C0.48～0.53，Si0.15～0.35，Mn0.70～0.90，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.80～1.15，V≥0.15，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
	ASTM A322 1991	G61500（UNS）（6150）	
日　本	JIS G4801 1984	SUP10	C0.47～0.55，Si0.15～0.35，Mn0.65～0.95，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.80～1.10，V0.15～0.25，Cu≤0.30
德　国	DIN 17221 1988	50CrV4	C0.47～0.55，Si0.15～0.40，Mn0.70～1.10，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.90～1.20，V0.10～0.20
英　国	BS 970 Part2 1988	735A51	C0.48～0.54，Si0.20～0.35，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.90～1.20，V0.10～0.20
		735H51	C0.47～0.55，Si0.15～0.40，Mn0.70～1.10，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.90～1.20，V0.10～0.25
法　国	NF A35-571 1996	50CrV4	C0.47～0.55，Si0.10～0.40，Mn0.70～1.10，P≤0.025，S≤0.025，Cr0.90～1.20，V0.07～0.25

表 13.3-121　60CrMnBA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	60CrMnBA	C0.56～0.64，Si0.17～0.37，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.70～1.00，B0.000 5～0.004，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO	ISO 683-14 1992（E）	60CrB3	C0.56～0.64，Si0.15～0.40，Mn0.70～1.00，P≤0.030，S≤0.030，Cr0.60～0.90，B≥0.000 8
前苏联			
美　国	ASTM A304 1995	H51601（UNS）（51B60H）	C0.55～0.65，Si0.15～0.35，Mn0.65～1.10，P≤0.035，S≤0.040，Cr0.60～1.00，B≥0.000 5，Ni≤0.25，Cu≤0.35，Mo≤0.06
日本	JIS G4801 1984	SUP11A	C0.56～0.64，Si0.15～0.35，Mn0.70～1.00，P≤0.035，S≤0.035，Cr0.70～1.00，B≥0.000 5，Cu≤0.30
德　国			
英　国			
法　国			

表 13.3-122　30W4Cr2VA 钢国内外弹簧钢钢号对照表

国　家	标准号	牌　号	化学成分（质量分数）/%
中　国	GB/T 1222—1984	30W4Cr2VA	C0.26～0.34，Si0.17～0.37，Mn≤0.40，P≤0.030，S≤0.030，Cr2.00～2.50，V0.50～0.80，W4.00～4.50，Ni≤0.35，Cu≤0.25
国际标准化组织 ISO			
前苏联			
美　国			
日　本			
德　国	DIN 17225 1988	30WCrV17.9	C0.25～0.35，Si0.15～0.35，Mn0.20～0.40，P≤0.035，S≤0.035，Cr2.20～2.50，V0.50～0.70，W4.00～4.50
英　国			
法　国			

9 国外常用弹簧钢钢号

表 13.3-123 美国通用弹簧钢钢号及其化学成分（质量分数）举例 %

AISI 钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	其 他
1065	0.60～0.70	0.15～0.30	0.60～0.90			
1080	0.75～0.88	0.15～0.30	0.60～0.90			
1095	0.90～1.03	0.15～0.30	0.30～0.50			
1566	0.60～0.71	0.15～0.30	0.85～1.15			
4150	0.48～0.53	0.20～0.35	0.75～1.00	0.80～1.10	0.15～0.25	
50B60	0.56～0.64	0.20～0.35	0.75～1.00	0.40～0.60		B≥0.000 5
5160	0.56～0.64	0.20～0.35	0.75～1.00	0.70～0.90		
51B60	0.56～0.64	0.20～0.35	0.75～1.00	0.70～0.90		B≥0.000 5
6150	0.48～0.53	0.20～0.35	0.70～0.90	0.80～1.10		V≥0.15
8655	0.51～0.59	0.20～0.35	0.75～1.00	0.40～0.60	0.15～0.25	Ni0.40～0.70
9260	0.56～0.64	1.80～2.20	0.75～1.00			

注：1065，1080，1095及1 566四钢号的P、S含量分别为不大于0.040及0.050；其他各钢号的P，S含量分别为不大于0.035及0.040。

表 13.3-124 美国通用弹簧钢丝名称、标准、主要化学成分、力学性能及主要用途举例

钢类	钢丝名称及 ASTM 标准号	主要化学成分（质量分数）/%	σ_b /MPa	E /GPa	G /GPa	硬度 HRC	最高容许工作温度 /℃	特殊性能及主要用途
碳素钢	琴钢丝 A228	C0.70～1.00 Mn0.20～0.60	1 590～2 750	210	80	41～60	120	P、S含量低，强度高：做高质量弹簧用
	冷拉硬钢丝 A227	C0.45～0.85 Mn0.30～1.30	Ⅰ组 1 010～1 950 Ⅱ组 1 180～2 230	210	80	31～52	120	价格较低，用于制造一般弹簧
	高强度硬拉钢丝 A679	C0.65～1.00 Mn0.20～1.30	1 640～2 410	210	80	41～60	120	用于制造较高质量弹簧
	油淬回火碳素钢丝 A229	C0.55～0.85 Mn0.30～1.30	Ⅰ组 1 140～2 020 Ⅱ组 1 320～2 330	210	80	42～55	120	热处理状态，用于制造一般弹簧
	阀门弹簧级碳素钢丝 A230	C0.60～0.75 Mn0.60～0.90	1 480～1 650	210	80	45～49	120	热处理状态，强度较均匀，表面质量好，做阀门弹簧用
合金钢	铬钒弹簧钢丝 A231 A232	C0.48～0.53 Cr0.80～1.10 V≥0.15	1 310～2 070	210	80	41～55	220	热处理状态，作受冲击载荷及在较高温度下工作的弹簧用
	铬硅弹簧钢丝 A401	C0.51～0.59 Cr0.60～0.80 Si1.20～1.60	1 620～2 070	210	80	48～55	245	热处理状态，作受冲击载荷及在较高温度下工作的弹簧用
不锈钢	302（18-8）型不锈钢丝 A313	Cr17.00～19.00 Ni8.00～10.00	860～2 240	190	69	35～45	290	消除应力回火后有磁性；一般作不锈耐热弹簧用
	316 型不锈钢丝 A313	Cr16.00～18.00 Ni10.00～14.00 Mo2.00～3.00	760～1 690	190	69	35～45	290	较302型不锈钢丝有较好的耐热性和较高的抗蚀性
	631（17-7PH）沉淀硬化型不锈钢丝，A313	Cr16.00～18.00 Ni6.50～7.75 Al0.75～1.50	（CH900调质处理后） 1 620～2 310	200	76	38～57	340	高强度，一般抗蚀弹簧用钢丝，消除应力回火后有磁性

表 13.3-125 美国常用弹簧钢带名称、标准、主要化学成分、力学性能及主要用途举例

钢类	钢带名称及标准号	主要化学成分（质量分数）/%	σ_b/MPa	E/GPa	硬度 HRC	最高容许工作温度/℃	特殊性能及主要用途
碳素钢	中碳（1050）冷轧钢带 ASTM A682	C0.47～0.55 Mn0.60～0.90	回火： 1 100～1 930	210	退火：≤85HRB 回火：38～50	120	一般用途
	正常高碳（1074）冷轧钢带 ASTM A682	C0.69～0.80 Mn0.50～0.80	回火： 1 100～2 210	210	退火：≤85HRB 回火：38～50	120	一般板簧用
	高碳（1095）冷轧钢带 ASTM A682	C0.90～1.04 Mn0.30～0.50	回火： 1 240～2 340	210	退火：≤88HRB 回火：40～52	120	高应力板簧用
合金钢	冷轧铬钒钢带 AMS 6455	C0.48～0.53 Cr0.80～1.10 V≥0.15	1 380～1 720	210	42～48	220	用于制造受冲击载荷及在较高温度下工作的弹簧
	冷轧铬硅钢带 AISI 9254	C0.51～0.59 Cr0.60～0.80 Si1.20～1.60	1 720～2 240	210	47～51	245	用于制造受冲击载荷及在较高温度下工作的高应力弹簧
不锈钢	301 型冷轧不锈钢带	Cr16.00～18.00 Ni6.00～8.00	1 655～2 650	190	48～52	150	高屈服强度，冷轧回火后有磁性
	302 型冷轧不锈钢带	Cr17.00～19.00 Ni8.00～10.00	1 280～1 590	190	42～48	290	一般抗蚀及耐热，冷轧回火后有磁性
	316 型冷轧不锈钢带	Cr16.00～18.00 Ni10.00～14.00 Mo2.00～3.00	1 170～1 590	190	38～48	290	较 302 型不锈钢带有较好耐热性和较高的抗蚀性，冷轧回火后有磁性
	631 型（17-7PH）冷轧沉淀硬化不锈钢带，ASTM A693	Cr16.00～18.00 Ni6.50～7.75 Al0.75～1.50	（CH900 调质处理后） ≥1 655	200	≥46	340	高强度，一般作抗蚀弹簧用，冷轧回火后有磁性

表 13.3-126 日本弹簧钢钢号及化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	其他	主要用途
SUP3	0.75～0.90	0.15～0.35	0.30～0.60			叠板弹簧
SUP4	0.90～1.10	0.15～0.35	0.30～0.60			螺旋弹簧
SUP6	0.56～0.64	1.50～1.80	0.70～1.00			叠板弹簧、螺旋弹簧及扭转弹簧
SUP7	0.56～0.64	1.80～2.20	0.70～1.00			
SUP9	0.52～0.60	0.15～0.35	0.65～0.95	0.65～0.95		
SUP9A	0.56～0.64	0.15～0.35	0.70～1.00	0.70～1.00		
SUP10	0.47～0.55	0.15～0.35	0.65～0.95	0.80～1.10	V0.15～0.25	螺旋弹簧及扭转弹簧
SUP11A	0.56～0.75	0.15～0.35	0.70～1.00	0.70～1.00	B≥0.000 5	大型叠板弹簧，螺旋弹簧及扭转弹簧
SUP12	0.5～0.59	1.20～1.60	0.60～0.90	0.60～0.90		阀门弹簧、螺簧
SUP13	0.56～0.64	0.15～0.35	0.70～1.00	0.70～0.90	Mo0.25～0.35	特大型弹簧

注：1. 除 SUP4，其余各钢皆为 JIS G4801《ばね鋼鋼材》中钢号。
2. P、S 含量各不大于 0.035%，Cu 含量不大于 0.30%。

表 13.3-127 日本生产弹簧钢丝用钢钢号及其化学成分

名称	JIS 标准号	钢号	化学成分（质量分数）/%					其他
			C	Si	Mn	P	S	
琴钢丝用钢	G3502	SWRS62A～92A SWRS62B～92B	0.60～0.95 0.60～0.95	0.12～0.32 0.12～0.32	0.30～0.60 0.60～0.90	≤0.025 ≤0.025	≤0.025 ≤0.025	Cu≤0.20 Cu≤0.20
硬钢丝用钢	G3506	SWRH27～37 SWRH42A～62A SWRH42B～62B SWRH67A～82A SWRH67B～82B	0.24～0.41 0.39～0.66 0.39～0.66 0.64～0.86 0.64～0.86	0.15～0.35 0.15～0.35 0.15～0.35 0.15～0.35 0.15～0.35	0.30～0.60 0.30～0.60 0.60～0.90 0.30～0.60 0.60～0.90	≤0.040 ≤0.040 ≤0.040 ≤0.030 ≤0.030	≤0.040 ≤0.040 ≤0.040 ≤0.030 ≤0.030	

续表 13.3-127

名称	JIS标准号	钢号	化学成分（质量分数）/%					其他
			C	Si	Mn	P	S	
油淬回火碳素弹簧钢丝用钢	G3560	SWRH57A～62A SWRH57B～62B SWRH67A～82A SWRH67B～82B	0.54～0.66 0.54～0.66 0.64～0.86 0.64～0.86	0.15～0.35 0.15～0.35 0.15～0.35 0.15～0.35	0.30～0.60 0.60～0.90 0.30～0.60 0.60～0.90	≤0.040 ≤0.040 ≤0.030 ≤0.030	≤0.040 ≤0.040 ≤0.030 ≤0.030	
油淬回火碳素阀门弹簧钢丝用钢	G3561	SWRS 62B SWRS 67B	0.60～0.65 0.65～0.70	0.12～0.32 0.12～0.32	0.60～0.90 0.60～0.90	≤0.025 ≤0.025	≤0.025 ≤0.025	Cu≤0.20 Cu≤0.20
油淬回火铬钒阀门弹簧钢丝用钢	G3565	SWOCV-V	0.45～0.55	0.15～0.35	0.65～0.95	≤0.030	≤0.030	Cu≤0.20 Cr0.80～1.10 V0.15～0.25
油淬回火铬硅阀门弹簧钢丝用钢	G3566	SWOSC-V	0.50～0.60	1.20～1.60	0.50～0.80	≤0.030	≤0.030	Cu≤0.20 Cr0.50～0.80

注：琴钢丝用钢根据碳含量不同分为9级，其编号分别为SWRS62（0.60～0.65）、67（0.65～0.70）、72（0.70～0.75）、75（0.73～0.78）、77（0.75～0.80）、80（0.78～0.83）、82（0.80～0.85）、87（0.85～0.90）、92（0.90～0.95）；硬钢丝用钢根据碳含量不同分为12级，其编号分别为SWRH27（0.24～0.31）、32（0.29～0.36）、37（0.34～0.41）、42（0.39～0.46）、47（0.44～0.51）、52（0.49～0.56）、57（0.54～0.61）、62（0.59～0.66）、67（0.64～0.71）、72（0.69～0.76）、77（0.74～0.81）、82（0.78～0.86），括号中数值为各级钢号的碳含量范围；钢号后的A，B，分别标明其锰含量不同。

表 13.3-128 原苏联标准常用弹簧钢号及其化学成分（质量分数）（ГОСТ-14959—69） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	其他
65	0.62～0.70	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.25	
70	0.67～0.75	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.25	
75	0.72～0.80	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.25	
85	0.82～0.90	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.25	
60Г	0.57～0.65	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.25	
65Г	0.62～0.70	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.25	
70Г	0.67～0.75	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.25	
55ГС	0.52～0.60	0.50～0.80	0.60～0.90	≤0.30	
55C2	0.52～0.60	1.50～2.00	0.60～0.90	≤0.30	
55C2A	0.53～0.58	1.50～2.00	0.60～0.90	≤0.30	
60C2	0.57～0.65	1.50～2.00	0.60～0.90	≤0.30	
60C2A	0.58～0.63	1.60～2.00	0.60～0.90	≤0.30	
60C2Г	0.55～0.65	1.80～2.20	0.70～1.00	≤0.30	
70C3A	0.66～0.74	2.40～2.80	0.60～0.90	≤0.30	
50XГ	0.46～0.54	0.17～0.37	0.70～1.00	0.90～1.20	
50XГA	0.47～0.52	0.17～0.37	0.80～1.00	0.95～1.20	
55XГP	0.52～0.60	0.17～0.37	0.90～1.20	0.90～1.20	B0.001～0.003
50XФA	0.46～0.54	0.17～0.37	0.50～0.80	0.80～1.10	V0.10～0.20
50XГФA	0.48～0.55	0.17～0.37	0.80～1.00	0.95～1.20	V0.15～0.25
60C2XФA	0.56～0.64	1.40～1.80	0.40～0.70	0.90～1.20	V0.10～0.20
60C2XA	0.56～0.64	1.40～1.80	0.40～0.70	0.70～1.00	
50XCA	0.45～0.55	0.8～1.20	0.30～0.50	0.90～1.20	
65C2BA	0.61～0.69	1.50～2.00	0.70～1.00	≤0.30	W0.80～1.20
60C2H2A	0.56～0.64	1.40～1.80	0.40～0.70	≤0.30	Ni1.40～1.70
60CГA	0.56～0.64	1.30～1.80	0.80～1.00	≤0.30	
70C2XA	0.65～0.75	1.40～1.70	0.40～0.60	0.20～0.40	

注：带“A”的钢号，其P，S含量均不大于0.025%；不带“A”的钢号，其P，S含量均不大于0.035%。钢中残留Ni、Cu含量分别不大于0.25%及0.20%。

表 13.3-129　德国通用弹簧钢钢号及其化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	其　他
CK67	0.65 ~ 0.72	0.15 ~ 0.35	0.60 ~ 0.90	≤0.035	≤0.035		
CK75	0.70 ~ 0.80	0.15 ~ 0.35	0.60 ~ 0.80	≤0.035	≤0.035		
CK85	0.80 ~ 0.90	0.15 ~ 0.35	0.45 ~ 0.65	≤0.035	≤0.035		
CK101	0.95 ~ 1.05	0.15 ~ 0.35	0.40 ~ 0.60	≤0.035	≤0.035		
38Si6	0.35 ~ 0.42	1.40 ~ 1.60	0.50 ~ 0.80	≤0.050	≤0.050		
46Si7	0.42 ~ 0.50	1.50 ~ 1.80	0.50 ~ 0.80	≤0.050	≤0.050		
51Si7	0.47 ~ 0.55	1.50 ~ 1.80	0.50 ~ 0.80	≤0.045	≤0.045		
55Si7	0.52 ~ 0.60	1.50 ~ 1.80	0.70 ~ 1.00	≤0.045	≤0.045		
65Si7	0.60 ~ 0.68	1.50 ~ 1.80	0.70 ~ 1.00	≤0.050	≤0.050		
66Si7	0.60 ~ 0.70	1.50 ~ 1.80	0.70 ~ 1.00	≤0.035	≤0.035		
71Si7	0.68 ~ 0.75	1.50 ~ 1.80	0.60 ~ 0.80	≤0.035	≤0.035		
60SiMn5	0.55 ~ 0.65	1.00 ~ 1.30	0.90 ~ 1.10	≤0.050	≤0.050		
51MnV7	0.48 ~ 0.55	0.15 ~ 0.35	1.60 ~ 1.90	≤0.035	≤0.035		V0.07 ~ 0.12
60SiCr7	0.55 ~ 0.65	1.50 ~ 1.80	0.70 ~ 1.00	≤0.045	≤0.045	0.20 ~ 0.40	
67SiCr5	0.62 ~ 0.70	1.20 ~ 1.40	0.40 ~ 0.60	≤0.035	≤0.035	0.40 ~ 0.60	
55Cr3	0.52 ~ 0.59	0.15 ~ 0.40	0.70 ~ 1.00	≤0.035	≤0.035	0.60 ~ 0.90	
50CrV4	0.47 ~ 0.55	≤0.40	0.70 ~ 1.10	≤0.035	≤0.035	0.90 ~ 1.20	V0.10 ~ 0.20
58CrV4	0.55 ~ 0.62	0.15 ~ 0.40	0.70 ~ 1.10	≤0.035	≤0.035	0.90 ~ 1.20	V0.10 ~ 0.20
51CrMoV4	0.48 ~ 0.56	0.15 ~ 0.40	0.70 ~ 1.10	≤0.035	≤0.035	0.90 ~ 1.20	Mo0.15 ~ 0.25 V0.07 ~ 0.12
52MnCrB3	0.48 ~ 0.55	0.15 ~ 0.35	0.75 ~ 1.00	≤0.035	≤0.035	0.40 ~ 0.60	B0.000 5

注：摘自德国工业标准 DIN17221、DIN17222 等。

编写：祖荣祥（钢铁研究总院）

第4章　滚动轴承钢

滚动轴承所使用的材料，始于青铜、铸铁，直到轴承专业化生产时才开始使用轴承钢。初期多使用渗碳钢。20世纪初开发出高碳铬轴承钢（我国牌号GCr15，相当于美国的SAE52100)。1913年美国New Departure公司最先纳标。由于它具有高的抗疲劳性能，良好的耐磨性能，合适的弹性和韧性，并具有一定的防锈能力和高的延展性能以及良好的冷热加工性能，其热处理工艺比较简单，合金元素不高，价格比较便宜等一系列优点，在国内外得到广泛的使用。高碳铬轴承钢在世界各国轴承钢的总产量中占80%以上。随着机械工业的发展使轴承应用面拓宽，轴承设计者要求选用不同淬透性能的轴承钢，因此促使高碳铬轴承钢的系列化。美国出现52100，51100和50100系列，我国目前执行的高碳铬轴承钢国家标准中也有5个牌号。在国际标准ISO683/VXⅡ—1976中列入了5个钢号，其他国家情况也相似。高碳铬轴承钢制造的轴承实际使用温度多在170℃以下。随着科学技术发展的需求，轴承的应用范围日益扩大，对轴承的使用性能也不断提出许多新的要求，如高温、高速、高负荷、耐腐蚀、无磁性、抗幅照等苛刻条件下工作的特种轴承，用高碳铬轴承钢制造的轴承难于满足要求。为适应这些轴承的需求，世界各国研制和开发出一系列具有特殊性能的新钢种。因此形成了高温轴承钢、不锈轴承钢、渗碳轴承钢和无磁、超低温等特种轴承材料。

随着科学技术的不断进步，轴承钢的生产工艺发生了巨大的变化，轴承钢的质量水平也得到大幅度的提高。对于大批量生产的轴承钢其冶炼工艺由酸性平炉、电弧炉熔炼发展到各种类型的初炼炉加炉外精炼。目前冶金企业采用大容量的初炼炉配备LF炉和VD炉或RH炉加上连铸、连轧以及连续退火炉的采用，以高效、低耗的生产装备生产出高质、高性能以及价优的轴承钢。如瑞典1981年轴承钢的滚动接触疲劳寿命比15年前电弧炉单炼的轴承钢的寿命提高了9倍。1982年日本SUJ2的中值寿命是1961～1966年间中值寿命的2倍以上。此外氧含量的降低也反映出冶炼技术以及相关研究工作的进展。在采用碱性电弧炉大气下熔炼的高碳铬轴承钢其钢中氧含量一般在（30～40）$\times 10^{-6}$（质量分数）之间。目前工业发达国家（如瑞典、日本等国），轴承钢的氧含量普遍在10×10^{-6}以下，甚至到5×10^{-6}以下。我国轴承钢的氧含量由于采用了炉外精炼技术，到目前为止，高碳铬轴承钢的平均氧含量降低到10×10^{-6}左右。

随着科学技术的发展和军事工业的需求，对特种轴承用钢的需求也不断提高，因此在冶金企业开发出许多新的冶炼工艺，如电渣重熔，电子束熔炼，真空感应熔炼，真空自耗熔炼以及上述工艺的串联（如真空感应＋真空自耗重熔等）。采用上述特种冶炼工艺，轴承钢的质量可以得到大幅度的提高，钢中夹杂物和碳化物可以得到细化，钢的致密度可以得到提高。特别是采用真空感应加真空自耗双真空熔炼后其钢中氧含量可以得到大幅度的降低，钢的疲劳寿命得到提高。

（1）分类及其特性

国际标准化组织ISO将轴承钢分为：全淬透型轴承钢、表面硬化型轴承钢、不锈轴承钢、高温轴承钢等4大类。我国已纳标的轴承钢分类方法与ISO相似，分为高碳铬轴承钢（即全淬透型轴承钢)、渗碳轴承钢（即表面硬化型轴承钢)、不锈耐蚀轴承钢、高温轴承钢等4大类。此外还有特殊用途轴承钢和合金（如无磁、不锈、耐蚀、抗幅照）等轴承材料，以及金属陶瓷等。

1）高碳铬轴承钢　高碳铬轴承钢GCr15含有C1.0%、Cr1.5%（质量分数)，由于其合金元素含量低，价格比较便宜，而且具有高的接触疲劳寿命和耐磨性能，该钢种自1901年诞生至今100多年来，主要成分基本没有改变。由于机械工业的发展，轴承尺寸的增大，要求有不同淬透性能的轴承材料，因此在GCr15的基础上添加了硅、锰形成了Cr-Si-Mn系列（如GCr15SiMn）高淬透性轴承钢。后来又在钢中加入少量的钼以便进一步提高其淬透性、形成了Cr-Si-Mo或Cr-Mo系列轴承钢（如GCr15SiMo和GCr18Mo)。在许多地方需要心部具有良好的韧性而表面需要高硬度，高的接触疲劳寿命和耐磨性的材料，因此出现了限制淬透性轴承钢。我国还研制过无铬轴承钢，但由于其钢中不含铬，其耐大气腐蚀性能差，并且磨削性能也较差，脱碳敏感性也较强，因此未得到推广使用。国内外主要高碳铬轴承钢的钢号和化学成分见表13.4-1。

表13.4-1　国内外高碳铬轴承钢的钢号和化学成分

<table>
<tr><th rowspan="2">国家</th><th rowspan="2">钢号</th><th rowspan="2">标准</th><th colspan="9">化学成分（质量分数）/%</th></tr>
<tr><th>C</th><th>Si</th><th>Mn</th><th>Cr</th><th>Mo</th><th>Ni≤</th><th>Cu≤</th><th>P≤</th><th>S≤</th></tr>
<tr><td rowspan="5">中国</td><td>GCr4</td><td rowspan="5">GB/T 18254—2000</td><td>0.95～1.05</td><td>0.15～0.30</td><td>0.15～0.30</td><td>0.35～0.50</td><td>≤0.08</td><td>0.25</td><td>0.20</td><td>0.025</td><td>0.020</td></tr>
<tr><td>GCr15</td><td>0.95～1.05</td><td>0.15～0.35</td><td>0.25～0.45</td><td>1.40～1.65</td><td>≤0.10</td><td>0.30</td><td>0.25</td><td>0.025</td><td>0.025</td></tr>
<tr><td>GCr15SiMn</td><td>0.95～1.05</td><td>0.45～0.75</td><td>0.95～1.25</td><td>1.40～1.65</td><td>≤0.10</td><td>0.30</td><td>0.25</td><td>0.025</td><td>0.025</td></tr>
<tr><td>GCr15SiMo</td><td>0.95～1.05</td><td>0.65～0.85</td><td>0.20～0.40</td><td>1.40～1.70</td><td>0.30～0.40</td><td>0.30</td><td>0.25</td><td>0.027</td><td>0.020</td></tr>
<tr><td>GCr18Mo</td><td>0.95～1.05</td><td>0.20～0.40</td><td>0.25～0.40</td><td>1.65～1.95</td><td>0.15～0.25</td><td>0.25</td><td>0.25</td><td>0.025</td><td>0.020</td></tr>
<tr><td rowspan="5">ISO</td><td>1</td><td rowspan="5">ISO 683/×V11－1976（E）</td><td>0.95～1.10</td><td>0.15～0.35</td><td>0.25～0.45</td><td>1.35～1.65</td><td rowspan="3">—</td><td rowspan="5">—</td><td rowspan="5">—</td><td rowspan="5">0.030</td><td rowspan="5">0.025</td></tr>
<tr><td>2</td><td>0.95～1.10</td><td>0.45～0.75</td><td>0.95～1.25</td><td>0.90～1.20</td></tr>
<tr><td>3</td><td>0.95～1.10</td><td>0.45～0.75</td><td>0.95～1.25</td><td>1.40～1.65</td></tr>
<tr><td>4</td><td>0.95～1.10</td><td>0.20～0.40</td><td>0.25～0.45</td><td>1.65～1.95</td><td>0.20～0.40</td></tr>
<tr><td>5</td><td>0.95～1.10</td><td>0.20～0.40</td><td>0.60～0.90</td><td>1.65～1.95</td><td>0.20～0.40</td></tr>
</table>

续表 13.4-1

国家	钢号	标准	化学成分（质量分数）/%								
			C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni≤	Cu≤	P≤	S≤
瑞典	SKF3	SKF D33 B10001（1995）	0.95 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	1.35 ~ 1.65	0.10	0.25	0.30		
	SKF2	SKF D33 B10004（1995）	0.87 ~ 0.97	0.60 ~ 0.80	1.40 ~ 1.70	1.40 ~ 1.70	0.10	0.25	0.30	0.025	0.015
	SKF1	SKF D33 B10002（1995）	0.92 ~ 1.02	0.5 ~ 0.7	0.95 ~ 1.25	0.90 ~ 1.15	0.30	0.25	0.10		
日本	SUJ1	JISG 4805—1990	0.95 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	≤0.50	0.90 ~ 1.20					
	SUJ2		0.95 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	≤0.50	1.30 ~ 1.60	—				
	SUJ3		0.95 ~ 1.10	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.15	0.90 ~ 1.20		0.25	0.25	0.027	0.02
	SUJ4		0.95 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	≤0.50	1.30 ~ 1.60	0.10 ~ 0.25				
	SUJ5		0.95 ~ 1.10	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.15	0.90 ~ 1.20	0.10 ~ 0.25				
美国	52100	ASTM A295—94	0.98 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	1.30 ~ 1.60					
	51100		0.98 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	0.90 ~ 1.15					
	50100		0.98 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	0.40 ~ 0.60					
	5195		0.90 ~ 1.09	0.15 ~ 0.35	0.75 ~ 1.00	0.70 ~ 0.90	≤0.10	0.25	0.35	0.025	0.025
	UNS K 19526[A]		0.89 ~ 1.01	0.15 ~ 0.35	0.50 ~ 0.80	0.40 ~ 0.60					
	1070M		0.65 ~ 0.75	0.15 ~ 0.35	0.80 ~ 1.10	0.20					
	5160		0.56 ~ 0.64	0.15 ~ 0.35	0.75 ~ 1.00	0.70 ~ 0.90					
法国	100C$_2$	A35 - 565	0.95 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.20 ~ 0.40	0.40 ~ 0.60	—				
	100C$_6$		0.95 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.20 ~ 0.40	1.35 ~ 1.65	0.10	—	0.35	0.025	0.025
	100CD$_7$		0.90 ~ 1.05	0.20 ~ 0.45	0.20 ~ 0.40	1.65 ~ 1.95	0.15 ~ 0.30				
前苏联	ЩХ15	ГОСТ 801—78	0.95 ~ 1.05	0.17 ~ 0.37	0.20 ~ 0.40	1.30 ~ 1.65					
	ЩХ15СГ		0.95 ~ 1.05	0.40 ~ 0.65	0.90 ~ 1.20	1.30 ~ 1.65	—	0.30	0.27	0.027	0.020
	ЩХ4		0.95 ~ 1.05	0.15 ~ 0.30	0.15 ~ 0.30	0.35 ~ 0.50					
	ЩХ20СГ		0.90 ~ 1.00	0.55 ~ 0.85	1.40 ~ 1.70	1.40 ~ 1.70					
英国	En31	BS970	0.95 ~ 1.10	0.10 ~ 0.35	0.30 ~ 0.60	1.30 ~ 1.60	—	—	—	0.025	0.025
德国	100Cr2	DIN 17230—80	0.90 ~ 1.05	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	0.40 ~ 0.60					
	100Cr6		0.90 ~ 1.05	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	1.35 ~ 1.65	—				
	100CrMn6		0.90 ~ 1.05	0.50 ~ 0.70	1.00 ~ 1.20	1.40 ~ 1.65		0.30	0.30	0.030	0.025
	100CrMo7		0.90 ~ 1.05	0.20 ~ 0.40	0.25 ~ 0.45	1.65 ~ 1.95	0.15 ~ 0.25				
	100CrMo73		0.90 ~ 1.05	0.20 ~ 0.40	0.60 ~ 0.80	1.65 ~ 1.95	0.20 ~ 0.35				
	100CrMnMo8		0.90 ~ 1.05	0.40 ~ 0.60	0.80 ~ 1.10	1.80 ~ 2.05	0.50 ~ 0.60				

注：瑞典标准中还要求杂质含量为：[O] $\leqslant 15\times10^{-4}$%，Ti$\leqslant 30\times10^{-4}$%，Ca$\leqslant 10\times10^{-4}$%，As≤0.04%，Sn≤0.03%，Sb≤0.005%，Pb ≤0.002%，Al 0.010 ~ 0.050%。

2）表面硬化型轴承钢　表面硬化型轴承钢的主要特点是用此类轴承钢制造的轴承工作表面具有高的硬度和高的接触疲劳寿命和耐磨性能，而心部具有高的抗冲击韧性，这种轴承多使用在冲击负荷比较大的地方。表面硬化型轴承钢主要有 3 大类，一是渗碳轴承钢，二是表面淬火轴承钢，三是限制淬透性的轴承钢。

① 渗碳轴承钢　渗碳轴承钢多采用优质、低碳合金钢，有时也采用中碳合金钢。已纳入我国国家标准中的牌号为 G20CrMo、G20CrNiMo、G20CrNi2Mo、G20Cr2Ni4、G10CrNi3Mo 和 G20Cr2Mn2Mo 共 6 个钢号。此外在我国和美国也将高温渗碳轴承钢 G13Cr4Mo4Ni4V（美国牌号为 M50NiL）单独纳入标准。国际标准化组织 ISO 有 7 个钢号，美国则有 10 个钢号纳入标准。此类钢的冷热加工性能较好，经表面渗碳处理后其表面渗碳层在 0.4 mm 以下，表层碳含量达到 0.8% ~ 1.0%（质量分数），经淬-回火处理后表面硬度达到 60 ~ 64HRC，心部硬度不低于 33HRC。用渗碳轴承钢制造的轴承，除表面具有高的硬度，高的耐磨性和高的疲劳强度外，还具有良好的尺寸稳定性，并且轴承内部具有高的韧性。因

此渗碳轴承多用在承受冲击负荷较大的地方，如轧机、重型机械、铁路机车和矿山机械轴承等。

目前渗碳轴承钢多采用低碳合金钢，为了加速渗碳速度，缩短渗碳时间，出现了快速渗碳轴承钢，其主要方法是提高钢中的碳含量。日本有关研究表明，如以 SCr420（质量分数为 C 0.18%～0.25%、Si 0.15%～0.35%、Mn 0.60%～0.85%、Cr 0.90%～1.2%、Ni≤0.25%）为基础的钢种，把碳提高到 0.49%，其渗碳时间可以从 7 h 缩短到 50 min。不同碳含量的渗碳时间见表 13.4-2。

表 13.4-2　钢中碳含量和渗碳时间的关系

钢号	化学成分（质量分数）/%				渗碳温度/℃	渗碳时间/h
	C	Si	Mn	Cr		
SCr420	0.18	0.21	0.62	0.94	920	7
SCr420A	0.36	0.26	0.50	0.50	920	2
SCr420B	0.41	0.26	0.55	0.53	920	1
SCr420C	0.49	0.26	0.60	0.55	920	50 min

渗碳轴承钢除用于制造冲击负荷较大的轴承外，也可作为制作轴和齿轮的材料，但此类钢有回火脆性，并且白点敏感性也较强，选用时应加以注意。国内外主要渗碳轴承钢的钢号和化学成分见表 13.4-3。

② 其他表面硬化钢　表面淬火钢、低淬透性钢以及限制淬透性钢都可以说是一种表面硬化钢。表面淬火轴承钢一般采用等级较低的锰钢或非合金钢来制造轴承。此类钢种一般采用高频淬火法，使轴承表面硬化，获得高的硬度和高的耐磨性能。由于可以采用高频淬火法，因此可以省掉渗碳处理，简化工艺，节约能源，并且有可能实行在线连续生产。表面淬火轴承钢的主要钢种为中碳钢、SMn53、S53C、SCr465、SCM465 等，主要用来制造抗振轴承套圈等。

低淬透性轴承钢只需经一般的淬火-回火处理后，沿零件横截面的硬度分布和有效淬透层以及表面硬度都能达到渗碳钢及表面淬火钢的同级水平，而且心部有足够的韧性。低淬透性钢的成分大致为（质量分数）（%）：C 0.7～1.2，Si 1.25～2.60、Mn 0.3～1.2、Cr 0.7～1.6、Mo 0.04～0.60，有的钢中还可加入 0.01%～0.13%的铌。

表 13.4-3　国内外常用渗碳轴承钢的钢号和化学成分

国家	钢号	标准	化学成分（质量分数）/%								
			C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu≤	P≤	S≤
中国	G20CrMo	GB/T 3203—1982	0.17～0.23	0.20～0.35	0.65～0.95	0.35～0.65	0.08～0.15	—	0.25	0.030	0.030
	G20CrNiMo		0.17～0.23	0.15～0.40	0.60～0.90	0.35～0.65	0.15～0.30	0.40～0.70			
	G20CrNi2Mo		0.17～0.23	0.15～0.40	0.40～0.70	0.35～0.65	0.20～0.30	1.60～2.00			
	G20Cr2Ni4		0.17～0.23	0.15～0.40	0.30～0.60	1.25～1.75	—	3.25～3.75			
	G10CrNi3Mo		0.08～0.13	0.15～0.40	0.40～0.70	1.00～1.40	0.08～0.15	3.00～3.50			
	G20Cr2Mn2Mo		0.17～0.23	0.15～0.40	1.3～1.60	1.70～2.00	0.20～0.30	≤0.30			
ISO	10	ISO 683/×V11—1976（E）	0.13～0.19	0.15～0.40	1.00～1.30	0.80～1.10	—	—	—	0.035	0.035
	11		0.17～0.23	0.15～0.40	0.40～0.70	—	0.20～0.30	1.60～2.00			
	12		0.17～0.23	0.15～0.40	0.60～0.90	0.35～0.65	0.15～0.25	0.40～0.70			
	13		0.17～0.23	0.15～0.40	0.40～0.70	0.35～0.65	0.15～0.25	0.90～1.20			
	14		0.17～0.23	0.15～0.40	0.40～0.70	0.35～0.65	0.25～0.30	1.60～2.00			
	15		0.14～0.20	0.15～0.40	0.60～0.90	0.80～1.10	0.15～0.25	1.20～1.60			
	16		0.14～0.20	0.15～0.40	0.40～0.70	1.30～1.60	0.15～0.25	3.25～3.75			
瑞典	4620		0.17～0.22	0.20～0.35	0.45～0.65	—	0.20～0.30	1.65～2.00	—	0.015	0.015
	4720		0.17～0.22	0.20～0.35	0.50～0.70	0.35～0.55	0.15～0.25	0.90～1.20			
	4820		0.18～0.23	0.20～0.35	0.50～0.70	—	0.20～0.30	3.25～3.75			
	9310		0.08～0.13	0.20～0.35	0.45～0.65	1.00～1.40	0.08～0.15	3.00～3.50			
日本	SCr21	JISG 4104—1965 JISG 4103—1965	0.13～0.18	0.15～0.35	0.65～0.85	0.90～1.20	—	<0.30	—	0.030	0.030
	SCr22		0.18～0.23	0.15～0.35	0.65～0.85	0.90～1.20	—	<0.30			
	SNCM23		0.17～0.23	0.15～0.35	0.40～0.70	0.40～0.65	0.15～0.30	1.60～2.00			
	SNCM25		0.12～0.18	0.15～0.35	0.30～0.60	0.70～1.00	—	4.00～4.50			
	SNCM21		0.17～0.23	0.15～0.35	0.60～0.90	0.40～0.65	0.15～0.35	0.40～0.70			
美国	4118H	ASTM A534—94	0.17～0.23	0.15～0.35	0.60～1.00	0.30～0.70	0.08～0.15	—	—	0.025	0.025
	4320H		0.17～0.23	0.15～0.35	0.40～0.70	0.35～0.65	0.20～0.30	1.55～2.00			
	4602H		0.17～0.23	0.15～0.35	0.35～0.75	—	0.20～0.30	1.55～2.00			
	4720H		0.17～0.23	0.15～0.35	0.45～0.75	0.30～0.60	0.15～0.25	0.85～1.25			
	4817H		0.14～0.20	0.15～0.35	0.30～0.70	—	0.20～0.30	3.2～3.8			

续表 13.4-3

国家	钢号	标准	化学成分（质量分数）/%								
			C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu≤	P≤	S≤
美国	4820H	ASTM A534—94	0.17～0.23	0.15～0.35	0.40～0.80	—	0.20～0.30	3.2～3.8	—	0.025	0.025
	5120H		0.17～0.23	0.15～0.35	0.60～1.00	0.60～1.00	—	—			
	8617H		0.14～0.20	0.15～0.35	0.60～0.95	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75			
	8620H		0.17～0.23	0.15～0.35	0.60～0.95	0.35～0.65	0.15～0.25	0.35～0.75			
	9310H		0.07～0.13	0.15～0.35	0.40～0.70	1.00～1.45	0.08～0.15	2.95～3.55			
法国	20NCD$_2$	NFA 35—565（1970）	0.18～0.23	0.10～0.40	0.70～0.90	0.40～0.60	0.15～0.30	0.40～0.70	0.35	0.030	0.025
	20NCD$_4$		0.16～0.22	0.20～0.35	0.50～0.80	0.35～0.55	0.15～0.30	0.90～1.20			
	20NCD$_{13}$		0.12～0.17	≤0.35	≤0.50	0.85～1.15	0.15～0.30	3.0～3.5			
前苏联	15Г	ГОСТ 1050—60 ГОСТ 4543—71	0.12～0.19	0.17～0.37	0.70～1.00	0.25	—	0.25	—	0.025	0.025
	20НМ		0.17～0.25	0.17～0.37	0.40～0.70	—	0.20～0.30	1.50～1.90			
	18ХГТ		0.17～0.23	0.17～0.37	0.80～1.10	1.00～1.30	Ti 0.03～0.09	—			
	20Х2Н4А		0.16～0.22	0.17～0.37	0.30～0.60	1.25～1.65	—	3.25～3.65			
英国	En39B		0.14～0.18	0.10～0.35	0.35～0.45	1.00～1.30	0.15～0.35	4.00～4.5	—	0.015	0.015

限制淬透性轴承钢目前所采用的钢号为 GCr4、GCr4 是在 GCr15 的基础上将铬含量降低到 0.4%（质量分数），目的是减少钢的淬透性，通过中频或高频淬火，使表面的硬化层和硬度达到我们所需的要求，而心部具有合适的硬度和高的韧性。

3）不锈轴承钢　不锈轴承钢主要采用马氏体不锈钢，我国主要牌号有 9Cr18、9Cr18Mo（相当于美国牌号 440C）。该钢种为高碳高铬不锈钢，主要成分（质量分数）为 C 1.0%、Cr 18%左右（或在钢中加入少量的 Mo）。该钢种淬火-回火后其硬度可达 60HRC 以上。不锈轴承钢主要用于制造在腐蚀环境和无润滑强氧化气氛中工作的轴承零件，如化工、船舶、石油、食品工业中的轴承以及航海仪表轴承等。除上述钢号以外，还可采用奥氏体不锈钢、沉淀硬化不锈钢等钢种来制造不锈轴承，如采用 1Cr18Ni9Ti 经渗氮处理后，可用于高温、高真空、低负荷、高转速条件下工作的轴承。国内还研制出在特殊工作环境下，如在高温、高压水和硝酸溶液下使用的无磁、不锈、耐蚀合金。

4）高温轴承钢　随着航空、航天工业的发展，轴承的工作温度越来越高，20 世纪 70 年代新型飞机的涡轮发动机轴承运转温度约为 218℃，80 年代巡航飞机的轴承工作温度高达 316℃。以前使用的高碳铬轴承钢 GCr15，其工作温度最高为 170℃，不能满足使用要求，因此出现高温轴承钢。对高温轴承钢的要求是：在工作温度下的高温硬度≥58HRC；尺寸稳定性好；耐氧化、组织稳定、残余应力小；抗热裂性能好和抗蠕变强度高。作为高温轴承钢主要使用钢种有高速钢型高温轴承钢，高温不锈轴承钢和高温渗碳轴承钢等。

①高速钢型高温轴承钢　由于高速钢具有良好的高温硬度和疲劳性能，因此世界各国多采用高速钢作为高温轴承钢。目前作为高温轴承钢用的高速钢有二大类，一类是钼系，如我国的 Cr4Mo4V、美国的 M1、M2 和 M50；另一类为钨系，如我国的 W9Cr4V、W18Cr4V，前苏联的 P18、P9，以及英国的 T1 等。

目前在我国和西方国家多采用综合性能好，合金元素含量较低的钼系 Cr4Mo4V（相当美国的 M50，ISO 中的 30 号，法国标准中的 80DCV40，德国标准中的 80MoCrV4216），其工作温度可以在 316℃以下使用。美国的 M1、M2 钢中含有较高的钨、钼和钒，因此在 482℃使用时，硬度和尺寸稳定性都较好，但耐氧化性能也达到极限，因此其最高推荐使用温度为 427℃。前苏联多选用钨系高速钢 P18 和 P9，但这种钢合金元素含量较高，切削及磨削加工比较困难，因此在我国应用较少。

用高速钢作为高温轴承材料也有许多不足之处。首先其合金元素含量较高，热加工较困难，成材率较低，因此其价格比较昂贵；第二由于其退火硬度较高，切削加工较困难，淬火－回火后的硬度也较高，并且其钢中碳化物形成元素较多，其磨削加工也比较困难；第三其热处理比较困难，淬火加热温度较高、易变形，并且钼系高速钢加热时易脱碳，因此应严格控制热处理气氛。还有高速钢型高温轴承钢属于完全硬化钢，淬火后表面层残留拉应力，而心部为压应力，表层拉应力使钢的接触疲劳寿命和弯曲疲劳寿命受到影响。但最近出现的真空热处理，使淬火后的表层拉应力得到很大的改善，其接触疲劳寿命得到提高。高速钢型高温轴承钢的主要钢号和化学成分见表 13.4-4。

表 13.4-4　国内外常用的高速钢型高温轴承钢钢号和化学成分及使用温度

国家	钢号	标准	化学成分（质量分数）/%									最高使用温度/℃
			C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	P	S	
中国	Cr4Mo4V	YB 688—76	0.75～0.85	≤0.35	≤0.35	3.75～4.25	4.00～4.50	0.90～1.10	—	≤0.27	≤0.20	316
	8Cr4Mo4V	YB 4105—2000	0.75～0.85	≤0.35	≤0.35	3.75～4.25	4.00～4.50	0.90～1.10	≤0.25	≤0.15	≤0.008	316
ISO	30	ISO 683/×V11—1976（E）	0.75～0.85	0.25	0.35	3.75～4.25	4.00～4.50	0.90～1.10	—	0.025	0.020	—
	31		0.78～0.86	0.40	0.40	3.80～4.50	4.70～5.20	1.70～2.00	6.00～6.70	0.030	0.030	—
	32		0.70～0.80	0.40		3.75～4.5	≤0.60	1.00～1.25	17.5～19.0	0.030	0.030	—

续表 13.4-4

国家	钢号	标准	化学成分（质量分数）/%									最高使用温度/℃
			C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	P	S	
美国	14Cr-4Mo	ANSI/ASTM 600—76	0.95~1.20	1.00	1.00	13.0~16.0	3.75~4.25	<0.15	—	—	—	480
	M1		0.78~0.86	0.20~0.50	0.15~0.40	3.50~4.00	8.20~9.20	1.00~1.35	1.40~2.10	—	—	482
	M2		0.78~0.88	0.20~0.45	0.15~0.40	3.75~4.50	4.5~5.50	1.75~2.20	5.5~6.75	0.03	0.03	482
	M3		1.00~1.10	0.20~0.45	0.15~0.40	3.75~4.50	4.75~6.50	—	5.0~6.75			482
	M4		1.25~1.40	0.20~0.45	0.15~0.40	3.75~4.50	4.25~5.50	—	5.25~6.50			482
	M10		0.84~0.94	0.20~0.45	0.10~0.40	3.75~4.50	7.75~8.50	1.80~2.20	—			427
	M50		0.75~0.85	<0.35	0.40	3.75~4.25	4.00~4.50	0.90~1.10	—	—	—	316
	T1		0.65~0.80	0.20~0.40	0.10~0.40	3.75~4.50	—	0.90~1.30	17.25~18.25			427
	T5		0.75~0.85	0.20~0.40	0.20~0.40	3.75~4.50	0.5~1.25	1.8~2.4	17.5~19.00			540
	T15		1.50~1.40	0.20~0.40	0.20~0.40	3.75~5.00	≤1.00	4.5~5.25	12.00~13.00			540
前苏联	En347	ГОСТ801—60	0.70~0.80	0.40	—	4.00~4.6	≤0.30	1.40~1.70	8.5~9.5			—
	ЭП945（ЭП313）		0.60~0.70	0.40	—	4.4~5.0	0.25~0.40	0.5~0.80	6.5~7.5	—	—	—
	ЭП944（ЭП312）		0.70~0.80	0.40	—	—	0.45~0.65	0.80~1.20	4.0~5.0			—
	P18		0.70~0.80	0.40	—	3.80~4.40	<0.30	1.00~1.40	17.5~19.0			540
英国	T1		0.70~0.80	0.35	0.20~0.40	4.0~5.0	—	1.0~1.5	17.5~19.0	—	—	427

② 高温不锈轴承钢　9Cr18 和 440C 是典型的不锈轴承钢，但其最高使用温度为 250℃，为满足更高温度下的使用要求，因而开发了高温不锈轴承钢 14-4、BG42、WD65 等钢种。国内外常用的高温不锈轴承钢钢号和化学成分见表 13.4-5。从表 13.4-5 可见，14-4 高温不锈轴承钢是在 440C 的基础上增加钼的含量，减少铬的含量，提高了高温硬度和耐磨性能，并具有良好的耐腐蚀性能，其使用温度可提高到 480℃。BG42 又在 14-4 的基础上加入质量分数为 2.00% 的钒，从而提高了它的耐磨性、高温硬度和二次硬化效应，其高温硬度更高于 M50 的高温硬度，而其不锈耐蚀性能接近于 440C 的抗腐蚀性能，从而得到比较广泛的应用。WD65 在 BG42 的基础上加入质量分数为 2%～2.5% 的 W 和 5%～5.50% 的 Co，因此具有更高的高温硬度和耐磨性能，使用温度可提高到 540℃。

NM100 属于高合金马氏体不锈钢，因钢中含有质量分数为 17.50% 的 Cr、9.50% 的 Co，其耐蚀性能与奥氏体不锈钢相当，钢中又含有 10.5%W，因此在 593℃的高温下还具有良好的耐磨性能。此钢在 538℃下其强度极限达到 1 655 MPa，同时其抗氧化性能优于马氏体不锈钢。NM100 比较广泛的用于航空发动机轴承及其长时间处于高温并承受干摩擦的零件。

③ 高温渗碳轴承钢　随着航空发动机转速的不断提高，其 DN 值也不断的提高，采用高碳全淬透性高温轴承钢制造的轴承，在高 DN 下容易产生断裂，如用 Cr4Mo4V（M50）制造的轴承当 DN 值达到 3.0×10^6 时，由于材料的断裂韧性不足，出现套圈断裂故障，因此 M50 的 DN 值界限为 2.4×10^6。为适应高 DN 值轴承所需的材料，研制出许多高温渗碳轴承钢。高温渗碳轴承钢经表面渗碳处理，经淬火-回火以后其表面达到高硬度，高耐磨性和高的接触疲劳寿命，而心部具有高的断裂韧性，因此可以满足高 DN 值下使用的轴承要求。目前使用比较广泛的高温渗碳轴承钢主要有 G13Cr4Mo4Ni4V（M50NiL）和 2W10Cr3NiV。上述两个钢种已得到了应用，效果比较好。上述两个钢种的使用温度为 316℃，与 M50 相当。目前国内外发展的几个高温渗碳轴承钢钢号和化学成分及其使用温度见表 13.4-6。

5）无磁轴承钢　随着科学技术的发展，许多部门如电子工业、石油工业、核工业等需要采用无磁轴承钢。该钢要求磁导率 $\mu\leqslant1.27\times10^{-6}$ H/m，并具有较高的硬度、高的耐磨性和接触疲劳寿命。以前无磁轴承材料主要采用铍青铜、蒙乃尔合金以及 1Cr18Ni9Ti 不锈钢。由于上述材料的硬度较低，不能满足使用要求，因此在国内研制出 70Mn15Cr2Al3WMoV2 无磁轴承钢。该钢属于奥氏体型沉淀硬化钢，具有磁导率低和硬度较高，耐磨性较好等优点，是一种比较良好的无磁轴承和无磁模具材料。国内还研制出特殊工作环境下使用并要求无磁性的合金，如可在高温高压水或者在硝酸溶液中使用的无磁、不锈、耐蚀合金。

表 13.4-5　国内外常用高温不锈轴承钢的钢号和化学成分及使用温度

钢号	化学成分（质量分数）/%								最高使用温度/℃
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	W	Co	
9Cr18	0.9~1.0	≤0.80	≤0.80	17~19	—	—			250
9Cr18Mo	0.95~1.1	≤0.80	≤0.80	16~18	—	0.40~0.70			250
440C	0.95~1.10	≤1.00	≤1.00	16.00~18.00	—	0.40~0.65	—	—	250
14-4	0.95~1.20	≤1.00	≤1.00	13.00~16.00	≤0.15	3.75~4.25			480
Al-129	0.70	0.30	1.00	12.00	—	5.25			480
BG42	1.15	0.30	0.30	14.50	2.00	4.00			480

续表 13.4-5

钢号	化学成分（质量分数）/%								最高使用温度/℃
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	W	Co	
WD65	1.10~1.15	≤0.15	≤0.15	14.00~16.00	2.50~3.00	3.75~4.25	2.00~2.50	5.00~5.50	540
NM100	1.25	—	—	17.50	—	—	10.50	9.50	540

表 13.4-6 国内外常用的高温渗碳轴承钢钢号和化学成分及其使用温度

钢号	化学成分（质量分数）/%								最高使用温度/℃
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	
G13Cr4Mo4Ni4V	0.11~0.15	0.15~0.35	0.10~0.25	4.00~4.25	3.20~3.60	4.00~4.50	≤0.15	1.13~1.33	316
2W10Cr3NiV	0.17~0.22	0.20~0.40	≤0.35	2.75~3.25	0.50~0.90	—	9.50~10.50	0.35~0.50	316
CBS600	0.16~0.23	0.50~0.70	0.90~1.25	1.25~1.65	0.90~1.10	—	—	—	<232
CBS1000	0.16~0.23	0.40~0.60	0.40	0.90	—	—	—	—	—
M315（TH-1）	0.10~0.15	0.40~0.60	0.15~0.30	1.35~1.75	2.00~3.00	4.90~5.90	—	—	—

6）其他轴承材料　目前许多特殊环境下工作的轴承其工作温度在427℃以上，甚至在1 300℃以上的高温下运转。目前高温轴承钢的最高使用温度名义上可达600℃（如P18K10钢），但实际使用温度不超过500℃。如果要求更高的使用温度，就必须采用其他的高温轴承材料，如镍基合金和钴基合金等。

国外使用的镍基合金在高温下具有优异的抗氧化性能，即使在649~982℃高温下的氧化气氛中仍具有较高的强度和表面稳定性，但它易擦伤和磨损，故要加入适当的润滑剂进行润滑保护。在我国研制的新型Ni基合金轴承材料，它可以在硝酸、硫酸、混合酸或者在硝酸浓度（质量分数）为30%~60%、使用温度为60~70℃的条件下使用。并具有高的耐磨性能和良好的接触疲劳寿命，且能进行冷热加工，是一种比较好的镍基合金轴承材料。

钴基合金具有比镍基合金高得多的高温硬度和高温强度。在高于600℃时的高温硬度甚至比M2和M50高速钢的高温硬度还要高。钴基合金能在表面上形成一层坚硬并且具有韧性的氧化膜，因而这种材料具有良好的耐磨和耐蚀性能。对钴基合金（Stellite6，硬度为405HV）、镍基合金（Hastelloy C，硬度为292HV）和不锈钢（SUJ32，硬度为150HV）三种材料制造的深槽滚珠轴承（内径ϕ55 mm）在400℃液体钠中的高温腐蚀磨损比较结果表明，其磨损率（$cm^3/cm\cdot kg$）分别为：1.6×10^{-12}、12.0×10^{-12}和100×10^{-12}。说明钴基合金的性能要优异得多。钴基合金的加工性能很差，价格昂贵而且由于碳、铬、钨含量高，极易产生大块碳化物形成的应力集中，上述缺点妨碍了它的广泛应用。

（2）在国民经济中的作用

国际上称轴承是"工业的心脏"，轴承工业是"国民经济的装备部"，轴承是机械设备的基础零件之一，轴承渗透到国民经济的各个部门，轴承质量水平的高低直接影响到所有设备的使用精度和使用寿命，因此世界各国都尽一切能力提高轴承的质量。轴承钢的冶金质量是决定轴承寿命的关键因素。因此许多国家都把提高轴承钢的冶金质量作为重点研究项目。轴承钢的生产和科技进步直接影响到轴承工业的发展。世界各国都十分重视轴承钢的生产和提高轴承钢的质量水平。为提高轴承钢的冶金质量，各国政府和冶金企业都投巨资对轴承钢的生产设备特别是冶炼装备和工艺进行研究和改造，并取得了巨大的成绩。瑞典SKF公司坚持以酸性平炉生产高质量的轴承钢而称雄世界几十年，但随着科学技术的进步以及资源情况的变化，又开发出炉外精炼生产轴承钢，使轴承钢中的氧含量（质量分数）从40×10^{-6}降低到10×10^{-6}以下，轴承寿命得到大幅度的提高。日本从解剖瑞典轴承钢入手，花费了几十年的时间，用超高功率电弧炉、炉外精炼技术以及连铸等新工艺生产轴承钢，使轴承钢的纯洁度提高到一个新水平，使轴承钢的疲劳寿命得到很大的提高，因此轴承的使用寿命和可靠性也得到大幅度的提高。由于冶金企业采用先进的装备和工艺生产高质量的轴承钢，这些先进的装备和工艺不仅对轴承钢的生产和质量的提高起到了重要的作用，对于整个企业的生产也起到了推动作用。

随着科学技术的发展，轴承的使用条件和环境也发生了很大的改变，产生了许多特殊条件下使用的轴承。如航空发动机需要在高温条件下使用的高性能和高寿命的高温轴承，因此需要采用相应的高温轴承钢来制造；原子能工业需要采用抗腐蚀、耐辐照，以及无磁性能等特殊要求，因此需要采用不锈轴承钢或无磁耐蚀不锈轴承钢来制造。各种军火工业也与轴承的生产密不可分，如飞机、军舰、导弹、雷达、坦克、大炮等现代化武器均离不开轴承，这些轴承都需要采用各种不同的轴承材料来制造。所以，从某种程度上讲，轴承的产量和质量制约着国民经济和国防建设以及科学现代化的速度和进程。轴承钢的生产和质量水平又决定了轴承的质量水平。

（3）国内外轴承钢的现状

日本和瑞典在轴承制造以及轴承钢的产量和质量方面均处于世界领先的地位。瑞典SKF公司年产轴承钢70万吨左右。近几年日本轴承钢的产量稳定在60万吨以上（2001年产轴承钢66万吨）。国外轴承钢生产的初炼炉多采用大型超高功率电弧炉冶炼，如瑞典和日本的初炼炉多在70~100 t，个别国家达到100~150 t，并且采用电炉偏心炉底出钢工艺，这对于提高轴承钢的质量、减少钢液的污染是一个有效的措施。然后采用LF炉精炼，RH或VD脱气处理以及连铸大方坯的采用，使得轴承钢的纯洁度得到大幅度的提高，氧含量得到很好的控制。如日本轴承钢中的氧的质量分数平均小于10×10^{-6}，并且有许多轴承钢生产企业的轴承钢中的氧的质量分数已达到5×10^{-6}以下。轴承钢的接触疲劳寿命得到大幅度的提高。瑞典SKF公司生产的轴承钢，其钢中氧的质量分数为$(5\sim8)\times10^{-6}$。我国轴承钢的生产，经过几十年的努力，产量和品种以及质量都得到大幅度的提高，我国已成为轴承钢生产大国，年产轴承钢已达到一百万吨以上，已基本满足国内需求。我国轴承钢的炉外精炼比已达到95%以上，国内主要轴承钢生产企业的炉外精炼比已达到100%。2000年制订2001年开始执行的新的高碳铬轴承钢国家标准中规定冶炼工

艺必须采用炉外精炼，并且规定轴承钢中的氧的质量分数在15×10^{-6}以内。我国轴承钢的生产由于采用了超高功率电弧炉冶炼，偏心炉底出钢以及LF炉精炼和RH或VD炉进行脱气处理等先进的冶炼工艺，多数厂家轴承钢的平均氧的质量分数在10×10^{-6}左右，最低可到5×10^{-6}。由于我国的设备制造、安装、蒸汽供应等原因，很多精炼设备未能达到要求的工作真空度，因此我国二次精炼轴承钢的氧含量及夹杂物含量的波动比较大，不如瑞典SKF、日本山阳特殊钢公司那么稳定。如瑞典SKF轴承钢的氧的质量分数一般为$5\sim8\times10^{-6}$、波动偏差为0.6×10^{-6}，而我国轴承钢氧的质量分数的波动偏差多在2×10^{-6}左右。

大截面连铸机生产轴承钢在日本已取得了明显的成效，不但成材率得到提高，而且由于采用封闭的浇注系统和免除耐火材料的玷污，钢中氧含量和非金属夹杂物都有降低。据日本有关资料报道，连铸材与模铸材相比，氧的质量分数平均减少2.5×10^{-6}，轴承的疲劳寿命提高1~2倍。日本轴承钢的连铸比已超过80%以上。我国轴承钢的生产已有厂家采用大方坯的连铸机，并且取得明显的效果，但国内多数厂家还是采用中、小方坯连铸工艺进行生产，而且其生产稳定性和质量水平还有待进一步提高。

为了改善轴承钢的碳化物不均匀性，国内外多从两个方面入手，一是减少钢锭或钢坯的偏析，严格控制浇铸温度，将过热度控制在10~15℃，二是在热加工时为改善其碳化物的均匀性，细化组织、减少脱碳，可采用钢锭高温扩散退火工艺、控轧和控冷的技术以及连续式球化退火工艺等。对国内外的轴承钢的碳化物颗粒进行测定后表明，国外钢材冷拔材的颗粒度实测值最大为0.9 μm，最小为0.3 μm，平均直径为0.413 μm。我国早在20世纪60年代到70年代就已掌握了对钢锭或钢坯进行高温均热扩散，以消除碳化物液析，改善碳化物带状，并采用低温轧制或钢材正火处理改善网状碳化物，以消除大块碳化物等工艺技术。并且成功研究了ϕ55 mm以下棒材以及轴承钢管材毛坯的轧后快冷工艺以及快速球化退火工艺，可以使网状碳化物控制在2.5级以下，球化组织达到2~3级，碳化物颗粒尺寸平均达到0.5~0.6 μm。但由于种种原因，国内的上述工艺得不到有效的执行，因此国产轴承钢碳化物不均匀性要低于国外同类产品。轴承钢的连续式退火在国内外均得到比较普遍的使用，这对于轴承钢的球化珠光体组织得到很大的改善。但随着热处理技术的不断发展，少、无氧化加热的问题日益得到各国的重视，在我国已有少数冶金企业的连续式退火炉为保护气氛下的电加热，其余皆为煤气加热，且不通保护气氛。

轴承钢生产的在线无损检测技术和设备，在国外已得到比较广泛的应用，在我国也被一些冶金企业所采用，这项技术对于控制轴承钢的外表缺陷起到了较好的作用，是提高轴承钢质量的一项重要措施，值得研究和推广。

(4) 发展趋势和展望

随着科学技术的发展，对轴承提出许多更新、更高和更严格的要求，因此要求轴承材料也要跟上轴承的发展。轴承设计向着特轻、薄壁、小型化发展；轴承生产加工向着低噪声、无振动、无故障和可靠性百分之百的方向发展。近年来在信息领域内轴承精度的要求日趋严格，其中对于与日俱增的个人计算机硬盘单元（HHD）的主轴机电的轴承，要求精度达到了纳米级水平。伴随HHD主轴的小型化和高精度化，对于传动过程中的动态振动精度，特别是旋转的非同步振动成分（NRRO）应最大限度的受到限制。为了降低轴承的NRRO，轴承内外套圈的轨道面和钢球的球面的波纹以及滚珠的直径差，必须减到最小限度，其中滚动体精度的影响很大。还有许多领域要求轴承转动速度的高速化，以及要求更高的耐磨性和疲劳寿命以及更高的可靠性。因此对轴承材料提出许多新的更高的要求。按用户需求轴承钢的发展大致可分为两个方面，即提高性能和降低成本，具体见表13.4-7。

表13.4-7　用户需求与轴承钢发展方向

钢材用户要求		轴承钢发展方向	具体开发技术
高性能化	提高寿命	1）开发超高纯洁轴承钢	减少钢中氧含量和氧化物夹杂物； 减少钢中有害的残余元素； 建立与寿命有良好对应关系的夹杂物评定法
	提高特殊环境下工作的轴承寿命	2）开发混入杂质润滑条件下的长寿命轴承钢	提高残余奥氏体含量
		3）开发中温轴承钢	提高抗回火软化性能； 提高尺寸稳定性
	不锈耐腐蚀轴承需求增加	4）采用马氏体不锈钢	9Cr18Mo降碳降铬，调整成分； 开发含氮不锈轴承钢
	航空、宇航用轴承需求增加	5）开发高温轴承钢	开发高温渗碳轴承钢
	降低成本	6）开发低成本轴承钢	降低钢中合金元素含量
降低成本	简化工艺	7）开发高频淬火钢	开发中碳硼钢； 开发限制淬透性钢
		8）缩短渗碳时间	提高渗碳钢中基体碳含量

1）开发超高洁净轴承钢适应轴承工业发展的需求　目前冶金企业采用比较先进的装备和工艺进行轴承钢的生产，轴承钢的冶金质量得到了大幅度的提高。但轴承生产企业对轴承材料的要求越来越高，特别是一些生产高档轴承的企业急需使用质量稳定的超高洁净轴承钢，既要求控制钢中的氧含量和氧化物夹杂，又要求控制钢中的残钛、残钙及铅、砷、铋和锑的含量。许多企业对轴承钢中的硫也进行了严格的限制，把硫含量限定到0.003%~0.008%（质量分数）。国外许多轴承钢生产知名企业对超高洁净轴承钢都进行积极的研究和开发，并取得明显的效果。如日本山阳特殊钢公司采用SNRP（Sanyo New Refining Process）工艺生产的轴承钢中的氧的质量分数达到5×10^{-6}以下，钢中氧化物夹杂达到10 μm以下，其接触疲劳寿命比普通轴承钢的寿命提高5倍。日本大同特殊钢公司最近开发出MRAC－SSS工艺，生产的轴承钢达到如下水平（质量分数）：$[O]\leqslant5\times10^{-6}$，$Ti\leqslant5\times10^{-6}$，$[N]\leqslant30\times10^{-6}$，并且可以得到极细小的氧化物夹杂和钛的夹杂物，采用新工艺生产的轴承钢的疲劳寿命比传统的精炼工艺生产的轴承钢寿命可提高25%以上。日本神户钢铁公司采用高炉铁水预处理→氧化顶吹转炉→排渣→钢包精炼（带电磁搅拌、真空脱气）→二流连铸进行轴承钢的生产，其钢中氧的质量分数达到4×10^{-6}，钛的质量分数达到7×10^{-6}。超洁净钢的疲劳寿命比普通材提高几倍。瑞典

OVAKE公司采用新工艺同样生产出氧的质量分数为 5×10^{-6}，钛的质量分数为 10×10^{-6}，氢的质量分数为 1×10^{-6} 以下的轴承钢。国外超高洁净钢的水平汇总于表13.4-8。

表13.4-8 国外超高洁净轴承钢的水平

生产企业	氧含量 w_O	Ti含量 w_{Ti}	氢含量 w_H	氮含量 w_N	最大氧化物夹杂物尺寸/μm	夹杂物分析方法
山阳特殊钢公司	$\leqslant5\times10^{-6}$	—	—	—	<10	极限统计法
大同特殊钢公司	$\leqslant5\times10^{-6}$	$\leqslant5\times10^{-6}$	—	$\leqslant30\times10^{-6}$	<7.5	极限统计法
神户钢铁公司	4×10^{-6}	7×10^{-6}	—	—	23	酸溶解法
瑞典OVAKE公司	5×10^{-6}	10×10^{-6}	$\leqslant1\times10^{-6}$	—	—	—

超高洁净轴承钢的开发和生产已成一个趋势，此种钢的生产既是轴承工业发展的急需，也是一个企业，一个国家冶金水平高低的体现，因此我国应在此方面多做些研究，使我国的轴承钢的质量尽快赶上世界先进水平。

2）研发高性能的新钢种满足用户需求　随着科学技术和国防工业的发展、轴承的应用范围越来越广，并且使用条件也越来越苛刻，因此应不断研究新的轴承钢种，以满足使用要求。

① 新型不锈轴承钢的研究　目前世界上的不锈轴承多采用9Cr18或9Cr18Mo不锈轴承钢来制造。由于9Cr18或9Cr18Mo钢中含有较高的碳含量和铬含量，容易在钢中产生大块共晶碳化物。这些大块的共晶碳化物形状不规则并且分布不均匀，因此对轴承的使用寿命和轴承的精度及光洁度产生极其不利的影响。在轴承使用时容易产生噪声和振动，并容易产生疲劳剥落，降低轴承的疲劳寿命。为此许多国家都致力于开发新型不锈轴承钢的工作。国外研制出一种新型钢种DD钢，该钢将碳含量降低到0.7%（质量分数），铬含量降低到13%（质量分数），经过淬火-回火热处理以后其硬度可达到60HRC，碳化物尺寸为10 μm以下，其接触疲劳寿命较440C钢可提高1倍。并且用DD钢制造的轴承的振动水平与GCr15钢制造的轴承相当。日本和我国也相继开展了此项工作。如资料所研发的新型不锈轴承钢6Cr14Mo就是一例。该钢种的共晶碳化物含量比9Cr18大大降低，其硬度可达到60HRC，其额定接触疲劳寿命 L_{10} 比9Cr18钢提高了1倍以上。该钢种在人造海水中的耐腐蚀性能与9Cr18钢相当。以上说明新型不锈轴承钢的各种性能均比较优异。但上述研究多在实验室阶段，还需要更深入的研究，以及如何做好推广和应用工作是关键。

目前还研制出一种低碳含氮不锈轴承钢Cronidur15和Cronidur30，钢中铬含量为13%～17%（质量分数），但其钢中含碳量都大幅下降，上述两个钢种的碳含量分别为0.15%和0.30%（质量分数），钢中氮含量分别达到0.35%和0.38%（质量分数）。由于钢中化学元素中碳化物形成元素较少，所以可以使氮元素渗氮入微，形成均匀的组织。以较低温度回火的Cronidur30钢的硬度，可达58HRC的要求。Cronidur15经二次淬火后，并以更高温度回火其高温硬度可与高温轴承钢M50相匹敌，两个钢种的耐盐雾腐蚀性能超过440C。但此类钢种也是处于实验室阶段、如何生产和推广应用还需做许多工作。

② 新型高温渗碳轴承钢的研究　由于航天和航空领域所需轴承的DN值不断提高，使用温度也超过300℃，因此需要研发出表面具有高的硬度，同时心部保持良好的断裂韧性和高的冲击韧性的高温渗碳轴承钢。目前广泛使用的M50提供了良好的耐磨性能，但它在高DN值下使用容易出现断裂，并且其耐高温腐蚀的性能也不够。高温渗碳轴承钢M50NiL可以提供优异的断裂韧性，但耐磨性能和抗腐蚀性能也有所不足。目前使用的高温不锈轴承钢Cr14Mo4属于高碳铬型，其断裂韧性差。Catrobe公司研发了高温渗碳不锈轴承合金CSS-42L。CSS-42L合金经表面热处理后心部断裂韧性 $K_{IC}\geqslant110$ MPa·m$^{1/2}$，在室温条件下表面硬度可达68HRC，心部硬度为48HRC。并且该合金具有高的疲劳性能和优异的耐腐蚀性能，具有很优异的综合性能，是一种很有发展前途的高温渗碳轴承材料。这种材料的研究和应用将满足我国的航天和航空事业的需求。

③ 开发特殊条件下使用的轴承材料　开发在粉尘严重，并在润滑油中混入杂质情况下且需要长寿命的轴承钢。开发在宇宙飞行器中使用的轴承材料。在宇宙飞行器中使用的轴承，其工作环境比较特殊，例如在 $1\times10^{-7}\sim1\times10^{-4}$ Pa的高真空下工作，其环境温度在-100～150℃之间波动。因此需研制新型不锈轴承钢、新型保持架材料和新型润滑介质，以满足使用要求。

④ 开发低成本的轴承钢　开发低成本的轴承钢主要着眼于高碳铬轴承钢的替代钢种，在尽量保持原有性能的基础上，降低钢中的合金元素含量以降低成本。

开发新型渗碳轴承钢，把钢中的碳的质量分数从0.2%提高到0.4%，以便缩短渗碳时间，适当提高心部硬度，改善切削加工性能，满足使用要求。

3）安装在线无损检测装置，提高轴承钢的表面质量　在检测方面，成品在线检测和机械化修磨发展很快。国外先进企业依据不同的目的而采用不同的探伤设备，有的在同一条生产线上分别安装有超声波探伤机、涡流探伤机或磁粉探伤机对钢的缺陷自动标记、修磨。但是，这在我国轴承钢生产线上却恰恰是薄弱环节，今后须花大力气予以解决。

4）探讨超高洁净轴承钢的夹杂物评定方法　在超高洁净轴承钢中由于其氧、钛、钙和硫的含量都很低，因此钢中的非金属夹杂物非常细小，采用目前的非金属夹杂物检验标准很难准确判定，因此需研究新的评定方法。目前国外提出的非金属夹杂物的极限统计法即在一定体积内测定最大夹杂物的尺寸 $\sqrt{A_{max}}$。用 $\sqrt{A_{max}}$ 表示的夹杂物最大直径，能通过分析仪器显示的夹杂物尺寸的数据用极限统计的方法加以估算。采用这种方法较目前惯用的JIS的点算法以及ASTM的A法、D法相比较，此法与寿命的相对应关系可能更好一点。对于超高洁净钢的非金属夹杂物的判定，期望出现更合理的方法。

5）加速基础理论的研究，为高质量的轴承钢生产提供理论基础　基础研究还需进行的工作有快速疲劳试验方法，疲劳破坏机理，低氧含量条件下夹杂物的成分、形态及分布的影响，以及氮化钛和硫化物的作用等。

1 合金元素在轴承钢中的作用及冶金质量对轴承钢性能的影响

滚动轴承在工作时，其工作条件极为复杂，它承受各类高交变应力作用，这些高交变应力包括压应力、拉应力、剪切应力、摩擦力以及高速轴承的离心力等。轴承高速运转时轴承的套圈和滚动体承受着高的交变负荷，在轴承零件的接触面上所承受的应力可达2 000～4 000 MPa，在高应力周期负荷的作用下轴承表面易产生接触疲劳破坏。因而要求轴承

材料要有高的硬度、强度、耐磨性能和高的接触疲劳寿命，同时还要求有足够的韧性以满足使用要求。目前轴承的工作范围越来越广，工作条件也愈来愈高，除要求上述的性能外，还要求具有耐高温、不锈以及无磁性能等。轴承钢的性能取决于钢的化学成分、纯洁度和组织的均匀性等3个方面，其中化学成分决定了钢的性质，钢的成分不同则其使用条件也随之改变。因此除高碳铬轴承钢外，还有高温轴承钢、不锈轴承钢、渗碳轴承钢和无磁轴承钢等。轴承钢的纯洁度和均匀性和轴承钢的性能有直接的联系，因此国内外生产高纯洁度和高均匀性的轴承钢成为轴承钢生产的主要目标。随着科学技术的进步，在冶金厂采用了许多新的装备和新的工艺，使轴承钢的质量得到大幅度的提高。在此重点介绍合金元素在各类轴承钢中的作用和冶金质量对轴承钢性能，特别是接触疲劳寿命的影响。

1.1 合金元素在轴承钢中的作用

1.1.1 碳的作用

根据轴承的使用要求，轴承钢必须具有高的硬度和高的强度，以及高的耐磨性能和高的接触疲劳寿命。为满足上述要求，轴承钢中的碳一般采用过共析成分，以便在淬回火热处理以后其基体得到马氏体组织加残余碳化物。在高碳铬轴承钢中碳的质量分数一般在1.0%左右，在高温轴承钢中碳的质量分数一般在0.8%左右，而在不锈轴承钢中碳的质量分数一般在0.95%左右。轴承钢中的碳是保证轴承钢在淬回火后具有足够的淬透性、硬度值和耐磨性能的最重要元素之一。在高碳铬轴承钢中，碳主要和铁形成Fe_3C渗碳体，在淬回火以后在基体中保留碳的质量分数为0.40%～0.60%，以及一定数量的残余碳化物，达到保证耐磨性和硬度，防止热处理晶粒粗化等。在常使用的高温轴承钢中都含有强烈的碳化物形成元素如钼、钨、铬、钒等，这些碳化物形成元素与碳形成碳化物如MoC、W_2C、$(Fe, Cr)_3C$、Cr_7C_3、VC等。在回火过程中，由于合金碳化物的析出而产生二次硬化效应，使钢的硬度进一步提高，从而使高温轴承钢具有高的高温强度、高温硬度以及良好的耐磨性能。不锈轴承钢中碳的作用和上述情况也相似，在不锈轴承钢中加入质量分数为0.95%的碳，可以保证在淬回火后得到马氏体组织和铬的碳化物，以便确保其各种性能，满足使用要求。

渗碳轴承钢的碳含量通常采用低碳，一般控制在0.2%（质量分数）左右，以获得足够的心部强度和韧性。有时为了提高心部的强度，把心部碳的质量分数提高到0.25%～0.30%。一般认为轴承零件心部的硬度为25～45HRC为最好。渗碳轴承钢经表面渗碳处理后，其表层的碳的质量分数一般为0.8%～1.0%，通过热处理，使表层得到高的硬度和强度以及良好的耐磨性能和高的接触疲劳寿命，而心部则保持良好的韧性和一定的强度，保证渗碳轴承在冲击负荷条件下的可靠工作。

1.1.2 铬的作用

铬是碳化物形成元素，铬在钢中的作用主要是提高其淬透性能和耐腐蚀性能，并可提高钢的强度、硬度、耐磨性能、弹性极限和屈服极限。在高碳铬轴承钢中其铬的质量分数一般在0.4%～1.9%，其中GCr15是使用最多的基本钢号，其铬的质量分数在1.4%～1.65%。铬能显著改变高碳铬轴承钢的碳化物的分布及其颗粒大小，使含铬的渗碳体碳化物$(Fe, Cr)_3C$退火聚集的倾向性变小。因此铬能使其碳化物颗粒变得细小、分布均匀，并扩大了球化退火的温度范围。高碳铬轴承钢中的铬有一部分溶于奥氏体，提高马氏体的回火稳定性。铬可以使轴承钢具有一定的抗锈蚀作用，保证机械加工过程的顺利进行。在高碳铬轴承钢中铬的特殊碳化物比较耐磨，并且含铬钢淬硬后进行研磨加工时，容易获得较好的表面光洁度。

铬在高温轴承钢中其含量一般在4.0%（质量分数）左右。这是由于4%Cr和钢中的钼、钒相配合，使钢中二次碳化物具有适当的稳定性，回火时在550℃左右出现最高二次硬化状态的脱溶组织。在这里铬的作用实际上是略微降低析出物的稳定性，促使大量析出。铬还可以推迟奥氏体向贝氏体的转变，也就是使钢避开贝氏体转变，使钢的淬透性大大提高。钢中加入4%Cr还可以使钢具有适当的抗大气腐蚀的能力。4%Cr对于钢在高温加热时的抗氧化、抗脱碳可以起到重要作用。铬在高温轴承钢的退火状态多以$M_{23}C_6$型碳化物存在，淬火后此种碳化物几乎全部溶于基体中，这对于提高钢的淬透性、抗回火稳定性、红硬性都是有利的。在高温轴承钢中，铬还能起到减少淬火变形和细化晶粒提高韧性的作用。

铬在渗碳轴承钢中能提高钢的淬透性和硬度，因而提高钢的强度和耐磨性能。由于铬在退火过程中，增大热处理工艺稳定，铬能增大渗碳层的碳浓度，特别是在铬含量大于1.5%时，能使共析层与淬硬层增大，获得良好的渗碳性能。铬的碳化物对于阻止晶粒的长大，有一定的作用。一般渗碳轴承钢的铬的质量分数在2.0%左右，重负荷渗碳轴承钢，铬含量也不应超过5%。

1.1.3 硅的作用

硅能固溶于铁素体和奥氏体中，从而提高其硬度和强度，并可提高弹性极限和淬透性，改善钢的抗回火软化性能。硅不是碳化物形成元素，多年来在高碳铬轴承钢中的硅被作为炼钢脱氧产物而残留存在，大多数钢号硅的质量分数约为0.2%～0.4%，其下限是为了保证钢脱氧充分。在高碳铬轴承钢中硅使钢的过热敏感性、裂纹和脱碳倾向性增大，并且硅能使钢在球化退火状态的切削和冷加工性能变坏，所以在为了增加淬透性的轴承钢中一般情况下应将硅含量控制在0.80%以下。

在渗碳轴承钢中，硅和锰的复合作用能显著提高渗碳层的抗回火稳定性，硅含量越高，抗回火性能越好，渗碳轴承钢中的硅的质量分数一般不超过2.0%，因为超过2.0%时与锰的复合作用效果变小。渗碳轴承钢中硅的下限一般限定在0.60%以上，因为硅含量小于0.60%，虽然有利于钢的渗碳性能，但却显现不出和锰的良好的复合作用。

在高温轴承钢中，硅的质量分数一般在0.5%以下。但在使用温度低于316℃的中温轴承钢中，将钢中的硅含量规定为1.0%～1.2%，这主要是利用硅能提高钢的回火稳定性，因而使轴承在较高的温度下能保持所需要的硬度。特别是当钢中的锰含量小于0.20%（质量分数）时，增加钢中的硅含量，有助于提高抗回火软化能力和获得足够的高温硬度。已有许多研究证实，钢中加入质量分数为1.4%～1.7%的硅，可以阻止钢回火状态下的组织变化，并可进一步提高钢的抗回火稳定性和提高接触疲劳寿命。

1.1.4 锰的作用

在高碳铬轴承钢中锰是作为脱氧元素而残留于钢中，这是因为锰是一种良好的脱氧剂。锰同时也是一种良好的脱硫剂，它能消除或减弱钢因硫所引起的热脆性，从而改善钢的热加工性能。锰和铁形成固溶体，提高钢中铁素体和奥氏体的硬度和强度，同时锰又是碳化物形成元素，进入渗碳体取代一部分铁原子形成$(Fe, Mn)_3C$型碳化物。但这种碳化物与铁、铬碳化物$(Fe, Cr)_3C$不同，这种碳化物在加热时容易溶于奥氏体，回火时也易析出和聚集。锰能固定钢中硫的形态，并且和硫形成硫化物夹杂MnS或(Fe, Mn)S并且可以减少或抑制FeS的生成，FeS夹杂物对钢的性能的危害性较大，因此在高碳铬轴承钢中含有少量的锰，可以提高钢的性能和纯洁度。在高碳铬轴承钢中普遍把锰的质量分数限制在0.20%～0.50%范围内或不大于0.50%。高碳铬轴承钢中锰含量在0.1%～0.6%的范围内，对钢的性能有良好的作用，当锰含量大于1.00%～1.20%时，钢的强度随锰含量的增加而继续提高，其塑性不受影响。若锰含量过高，会使钢中残余奥氏体增加，这是因为锰能显著地降低钢的A_1温度和奥氏体分解速度，并且随着锰含量的增加，除了钢的M_S

点降低外，由于淬透性的增加，钢经淬火后其钢中残余奥氏体含量也急剧增加。如果钢中锰含量过高，会使钢的过热敏感性和裂纹倾向性增强，钢的尺寸稳定性降低。故在一般高碳铬轴承钢中，锰的质量分数应控制在2.00%以下。由于锰能显著提高钢的淬透性，因此世界各国都把增加钢中锰的含量作为提高轴承钢淬透性的主要元素，其中GCr15SiMn是一个最具代表性的钢种。考虑到锰的综合作用，目前世界各国都把该钢种的锰的质量分数限定在0.90%～1.25%，个别国家把其上限设定在1.7%。

在渗碳轴承钢中，随着钢中锰含量的增加，钢的渗碳性能大幅度提高。但当钢中锰的质量分数在1.00%以下时，对冲击疲劳、断裂韧性的作用比铬好，但钢中锰的质量分数大于1.3%时，钢的切削性能变坏，这可能和钢中产生纤维组织有关系。在渗碳轴承钢中，锰的最佳含量应≤1.20%。

在高温轴承钢中，由于含有较高的合金元素，无需借助于锰来提高钢的淬透性，因此锰不是重要的合金元素，锰的质量分数一般在0.40%以下。在高温轴承钢中，锰对其热硬性、韧性、耐磨性能和减少淬火变形倾向等影响和作用都不大。

1.1.5 钼的作用

钼在通用的高碳铬轴承钢中通常是作为残余元素存在的，其含量有的国家在标准中不作规定，有的国家规定在质量分数为0.10%以下。随着科学技术的发展，对轴承钢的淬透性提出更高的要求，因此出现含钼的高淬透性高碳铬轴承钢，在此类钢中钼的质量分数一般在0.20%～0.40%。钼属于缩小γ区元素，钼在钢中存在于固溶体和碳化物中，在碳化物中，当钼含量较低时，与铁及碳形成复合的渗碳体$(Fe, Mo)_3C$，当钼含量较高时则形成自己特殊的碳化物。钼在钢中的作用主要是提高淬透性，提高热强性、防止回火脆性、细化退火组织、减少淬火变形，提高疲劳寿命和改善力学性能。因此在需要高淬透性的高碳铬轴承钢中加入钼可以提高其淬透性，应用于厚壁的大型和特大型轴承中，得到比较广泛的应用。

钼在渗碳轴承钢中的质量分数一般在0.15%～0.30%，在此类钢中加入钼主要是为了提高其淬透性，改善力学性能，特别是为了提高其韧性。

在高温轴承钢中钼起着非常重要的作用，在我国和世界上比较广泛使用的高温轴承钢Cr4Mo4V就含有质量分数为4%的钼。在高温轴承钢中加入钼是为了提高钢的抗回火稳定性，提高钢的高温硬度和强度，提高钢的耐磨性、淬透性和细化晶粒，提高韧性并且可以减少淬火变形。含钼较高的高温轴承钢，淬火后在回火时可以产生二次硬化效应，使钢的硬度得到进一步的提高。在高温轴承钢中由于含有较高的钼，其碳化物多为Mo_7C_3、MoC、$(Mo, Fe)_{23}C_6$、$(Mo, Fe)_6C$以及$(Mo, Fe)_8C_{11}$等类型的碳化物，这些碳化物在奥氏体中的溶解速度比较缓慢，可以推迟奥氏体分解为珠光体的速度。钼与镍、锰并存时，还可以降低或抑制其他元素引起的回火脆性。

1.1.6 钨的作用

在一般的高碳铬轴承钢和渗碳轴承钢中均不含钨，但在高温轴承钢中钨是一个重要元素。由于含钼的高温轴承钢Cr4Mo4V其使用温度在316℃以下，因此需要在更高温度下使用的高温轴承多采用含钨的高速钢来制造，如W18Cr4V、W9Cr4V等。此类钢种在550～600℃的温度下仍能保持极高的硬度（>60HRC），也就是说使钢具有高的红硬性。含钨的高温轴承钢具有上述的性能，主要是由于钢中的钨可以形成一定数量的难于溶解的一次碳化物，使钢可以接受临近熔点的高温淬火，并且高钨钢还有较高的熔点，因此可以承受较高的淬火温度，不易过热，同时钨还可以降低钢的脱碳敏感性。钢中的钨还可以形成足够量的二次碳化物，通过高温固溶淬火获得高钨的马氏体组织，这种组织在回火时W_2C和WC的脱溶是钢二次硬化和红硬性提高的主要因素。钢在加热时钢中未溶解的W_6C能抑制晶粒的长大，因此可以得到比较细小的晶粒，这对于提高钢的韧性有重要作用。

1.1.7 钒的作用

在一般的高碳铬轴承钢和渗碳轴承钢中均不含钒。在高温轴承钢中，不管是钼系还是钨系，钢中均含有质量分数为1.0%～1.2%左右的钒。钒是目前常用的高温轴承钢中常用元素中M-C结合最强的元素。在高温轴承钢中钒在钢中形成的碳化物V_4C_3、VC是钢中最硬的相，其硬度可达83.5～85HRC。因此在高温轴承钢中钒的作用是提高钢的耐磨性。此外钒还可以细化钢的组织，提高晶粒粗化温度，从而降低钢的过热敏感性，并提高钢的强度和韧性。钒在高温淬火时如果能溶入奥氏体中，则可增加钢的淬透性。在钢中加入钒可以增加淬火钢的回火稳定性，并在回火时析出细小弥散的钒的碳化物，具有二次硬化效果，并能提高钢的红硬性和进一步提高韧性。但钢的磨削加工性能随钢中钒含量的增加而变坏，并且轴承的磨削加工对于保证轴承的各种几何参数及尺寸精度和表面粗糙度起着关键性的作用，为保证轴承的磨削加工的顺利进行，高温轴承钢中的钒多在质量分数为2.0%以下。

1.1.8 镍的作用

镍在高碳铬轴承钢中作为残余元素受到限制，一般限制在质量分数为0.3%以下。轴承钢中镍的存在可以引起淬火钢残余奥氏体量的增加，降低钢的硬度。

渗碳轴承钢主要是Cr-Ni-Mo系合金钢或低合金钢，钢中均含有一定数量的镍，其含量一般在质量分数为5.0%以下。镍在钢中能降低表面吸收碳原子的能力，加速碳原子在奥氏体中的扩散。在渗碳过程中，镍使渗碳钢表面渗碳层的碳含量稍有降低，使渗碳层的深度也略有减少。镍能使渗碳体的分布比较均匀，从渗碳层到心部的碳含量的递减也比较缓慢。含镍钢中渗碳淬火后在渗碳层有大量的残余奥氏体存在，因此淬火后需进行低温处理，以便提高钢的表面硬度和尺寸稳定性。实验证明，含镍的渗碳轴承钢经表面渗碳处理后，它能得到硬度高而韧性好的表面层以便获得优异的耐磨性能和抗疲劳性能，同时具有良好的心部性能。由于含镍钢的临界温度较低、渗碳层和心部的热处理制度也相差不多，因此渗碳后可以采用较为简便的一次淬火热处理制度，减少变形的程度。

镍在高温轴承钢中和高碳铬轴承钢中一样，也是一种残余元素。

1.1.9 铜的作用

在轴承钢的冶炼时，原材料所带入的铜不易去除，以残存杂质元素保留下来。在高碳铬轴承钢和渗碳轴承钢中，大多数国家规定铜的质量分数在≤0.25%范围内，有的国家放宽到0.35%。铜是扩大γ相区的元素，但在铁中溶解度不大，和铁形成连续的固溶体。铜不和碳形成碳化物，它在钢中的一些作用，如对临界温度和淬透性的影响以及固溶强化作用等，与镍的作用颇为相似，因此有些国家的高碳铬轴承钢的标准中除分别规定镍和铜的限制含量外，还加严了二者之和的限制范围。铜属于低熔点的有色金属，它的存在使钢在加热时容易形成表面裂纹，同时也会引起钢的时效硬化，影响轴承精度。

1.2 微量元素对轴承钢的影响

1.2.1 氧的影响

随着科学技术的进步，冶金企业采用了许多先进的装备和工艺进行轴承钢的生产，因此轴承钢中的氧含量逐年降低。日本山阳特殊钢公司逐年氧含量的变化如图13.4-1所示。从图13.4-1可见，其轴承钢的氧的质量分数从钢包脱气法的30×10^{-6}左右，降到5.4×10^{-6}，最近山阳特殊钢公司公布的资料表明，该公司采用SNRP操作后，钢中氧含量降到了5×10^{-6}以下。对不同年代生产的不同氧含量的轴承

钢进行疲劳寿命试验结果见图 13.4-2。结果表明，当钢中氧含量降到 5×10^{-6} 时，其疲劳寿命 L_{10} 是 20 世纪 20 年代非精炼钢的 30 倍左右，并与电渣重熔钢的寿命相同。氧含量对渗碳轴承钢的疲劳寿命的影响见图 13.4-3。从图 13.4-3 可见，随钢中氧含量的降低，其疲劳寿命随着升高。

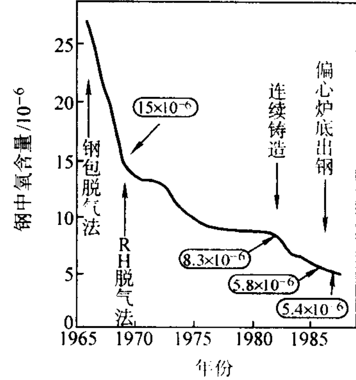


图 13.4-1 日本山阳特殊钢公司轴承钢氧含量历年变化情况

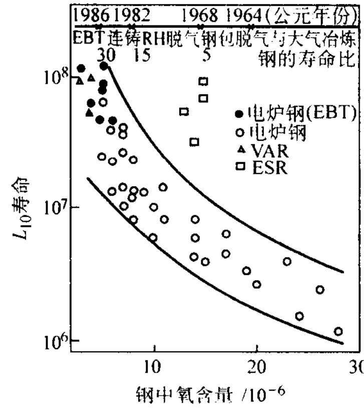


图 13.4-2 轴承钢中氧含量和疲劳寿命的关系

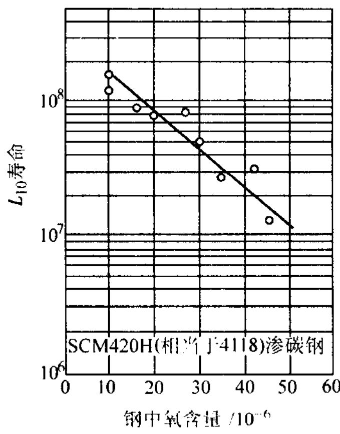


图 13.4-3 氧含量对渗碳钢接触疲劳寿命的影响

瑞典 SKF 公司的资料表明，轴承钢中的氧含量和额定疲劳寿命 L_{10} 有直接的关系，并建立了关系式为 $L_{10}=372\ [\mathrm{O}]^{-1.6}$。结果认为，二次精炼钢氧的质量分数降到 10×10^{-6} 时，其疲劳寿命是大气下熔炼的氧含量 40×10^{-6} 的轴承钢的 10 倍。某文献得出同样的结论，作者对不同氧含量的轴承钢进行疲劳寿命试验的结果见图 13.4-4。所得结果认为，当钢中氧的质量分数降到 20×10^{-6} 时，疲劳寿命是大气熔炼 30×10^{-6} 钢的 1.5 倍，当钢中氧降到 15×10^{-6} 和 8×10^{-6} 时，其疲劳寿命分别是大气熔炼 30×10^{-6} 钢的 2 倍和 3 倍，并接近电渣钢的水平。

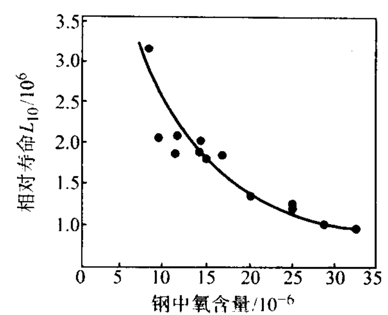


图 13.4-4 轴承钢的额定疲劳寿命 L_{10} 和钢中氧含量的关系

轴承钢中的氧含量和疲劳寿命的关系，国内外的试验结果基本相同。但不同工艺生产的轴承钢其钢中的冶金质量存在很大的差异。轴承的破坏分析表明，大颗粒氧化物夹杂对其影响最大。因此可以说，夹杂物的尺寸与分布对疲劳寿命的影响最大。因此不同的冶炼方法，即使氧含量相同，其疲劳寿命也不尽相同。各种不同冶炼方法生产的轴承钢的弯曲疲劳极限和氧含量的关系如图 13.4-5 所示。结果表明，LD + RH 生产的轴承钢，钢中氧含量 w_{O} 大约为 20×10^{-6}，但其疲劳极限相当高，而采用硅钙处理的 EF + RH 生产的轴承钢，尽管其钢中氧含量为 10×10^{-6} 以下，但由于形成了危害严重的 CaO 类夹杂，其疲劳极限并不高。表 13.4-9 表示采用电渣重熔冶炼工艺和炉外精炼生产工艺的不同氧含量的 GCr15 轴承钢的疲劳寿命。从表 13.4-9 可见，虽然电渣重熔钢的氧的质量分数为 18.6×10^{-6}，但其疲劳寿命比氧含量为 8.2×10^{-6} 的炉外精炼轴承钢的高。这主要是由于电渣重熔冶炼是在大气中进行，并且由于重熔渣中的氧和钢液中的氧的平衡关系，电渣重熔钢中的氧含量一般较高，因此其夹杂物也相对多一些，但由于电渣重熔时由于其结晶条件比较好，因此钢中氧化物夹杂尺寸细小，分布比较均匀，并且电渣重熔钢组织比较致密，钢中碳化物也比较细小，分布也比较均匀，因此虽然电渣钢中的氧含量较高，但其寿命也比炉外精炼钢要高。

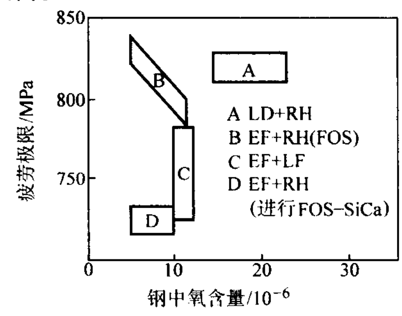


图 13.4-5 不同冶炼工艺生产的 GCr15 钢中氧含量与弯曲疲劳极限的关系

表 13.4-9 电渣重熔钢和炉外精炼钢的氧含量与疲劳寿命

工艺	额定寿命 L_{10} (n) $/10^6$	中值寿命 L_{50} (n) $/10^6$	Weibull 斜率 α	钢中氧含量 $w_{\mathrm{O}}/10^6$
ESR	17.16	80.38	1.22	18.6
EF - LF - VD	12.40	62.91	1.16	8.2

1.2.2 硫的影响

钢中的硫一般认为它是残存在钢中的有害元素，在高碳铬轴承钢中一般硫的质量分数在 0.025% 以内。但在 20 世纪 60 年代以后，瑞典、日本以及中国的一些研究结果发现，适当增加轴承钢中的硫含量对轴承钢接触疲劳寿命无明显影

响，或者是“有益论”或“适当有益论”。如瑞典SKF公司和日本试验结果认为，当轴承钢中的硫的质量分数达到0.04%时其疲劳寿命最高，继续提高硫含量则疲劳寿命降低。钢铁研究总院的研究结果和上述结果相似，研究结果表明，当硫的质量分数为0.055%时其疲劳寿命最高，继续增加硫含量则寿命降低。但也有许多研究结果认为，钢中的硫含量对轴承钢的接触疲劳寿命影响不大。日本峰公雄对一系列不同氧、硫含量配合的真空熔炼轴承钢的接触疲劳寿命试验结果进行回归，得出钢中硫含量满足下列的公式：$(0.21\sqrt{O\%}-0.003)\% \leqslant S\% \leqslant (0.21\sqrt{O\%}+0.007)\%$时，硫对性能没有影响。硫在轴承钢中的“有益论”和“无害论”的主要理由是低熔点的硫化物在钢液凝固过程中黏附在氧化物表面上，形成硫化物包围氧化物的共生夹杂物，从而减少氧化物的有害作用。但这种理论是建立在钢中氧化物夹杂物较多的情况下。最近几年由于轴承钢中的氧含量及氧化物夹杂的大幅度降低，硫化物的有害作用逐渐表现出来。日本山本等人研究了氧的质量分数为30×10^{-6}左右的轴承钢中硫对轴承钢疲劳寿命的影响，研究结果表明，随硫含量的增加，钢的清洁度水平成比例的下降，而B类和C类夹杂物仅有少量减少，疲劳寿命随钢中硫含量的提高而降低。齐藤诚等人试验了轴承钢中氧的质量分数为$(9\sim10)\times10^{-6}$左右的接触疲劳寿命，其结果见图13.4-6。从图可见，接触疲劳寿命随钢中硫含量的增加而降低。国内的研究人员采用JPM-1型接触疲劳试验机，直接观察疲劳裂纹的萌生和发展，发现在较高纯洁度的轴承钢中，次表层下萌生裂纹的夹杂物中有一半是塑性夹杂。因此在特殊条件下，硫化物也可作为疲劳源，因此应注意大颗粒硫化物的危害性。由于硫化物夹杂在凝固时容易产生偏析，要改变硫化物的尺寸和分布，使其变得细小分散，必须注意凝固条件，应尽量将浇铸温度降低，改善硫化物偏析。

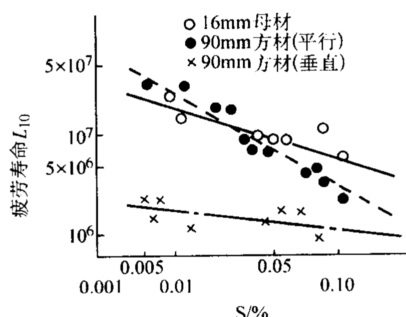


图13.4-6 轴承钢中的硫含量和疲劳寿命的关系

1.2.3 氮和钛的影响

氮在铁素体中的溶解度很小，氮在钢中主要形成较粗大的氮化钛以及碳氮化钛夹杂。轴承钢中的钛、氮含量与碳氮化钛及氮化钛夹杂有一定关系。随钢中钛、氮含量的降低，钢中氮化钛的夹杂物相应减少。氮化钛是一种硬而脆的夹杂物，它对轴承钢的接触疲劳寿命特别有害。氮化钛夹杂物和氧化物夹杂对疲劳寿命的影响见图13.4-7。从图13.4-7可见，平均8μm的氮化钛对疲劳寿命的影响和直径大于20μm的氧化物的影响相似。国内外已有许多资料表明，轴承钢中的钛的质量分数大于$30\sim50\times10^{-6}$时，其疲劳寿命就开始下降，钛含量对GCr15轴承钢疲劳寿命的影响见图13.4-8。为确保轴承钢的质量，SKF的D33标准规定轴承钢中的钛的质量分数不大于30×10^{-6}。

氮化钛夹杂物对轴承钢的疲劳寿命有极大的危害性，因此降低钢中钛或氮的含量是降低氮化钛夹杂物的有效途径。目前轴承钢的生产一般采用超高功率电弧炉冶炼，其钢中氮含量较高，一般在$(60\sim120)\times10^{-6}$（质量分数）之间，因此要降低氮化钛，一般采用降低钢中钛的含量。目前轴承钢中的钛的质量分数多在50×10^{-6}以内，要想获得低钛含量的轴承钢在目前的操作条件下，选用钛含量低的原材料和铁合金是有效的途径。还有一种途径是降低钢中氮含量，通过优化冶炼工艺降低钢中氮含量比降低钢中钛含量要容易一些，经济一些。降低钢中的氮含量可以达到相同的目的。日本大同特殊钢公司正在探讨在电弧炉冶炼，氧化精炼阶段把废钢中的钛氧化成TiO_2，然后分离排除，在LF炉精炼过程中也要选用合适成分的渣进行脱钛处理。此外还要限制铁合金和耐火材料中的钛进入钢液，目前已实现轴承钢中的钛的质量分数为5×10^{-6}以下的水平。该公司还介绍了在LF炉、RH炉中去除氮的方法，使钢中的氮的质量分数达到30×10^{-6}以下。并且可以通过降低TiN的结晶温度，以及通过减少偏析抑制粗大的结晶，并采用特殊的热处理工艺促进TiN再固溶，达到精炼、铸造、加热粗轧工艺的优化。

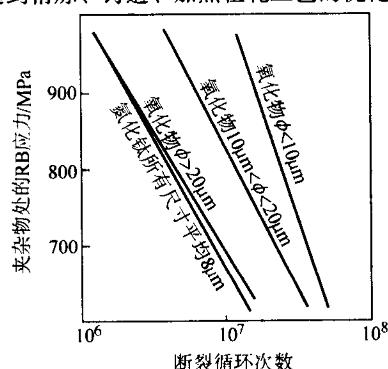


图13.4-7 氮化钛夹杂物和氧化物夹杂附近局部应力与疲劳寿命的关系

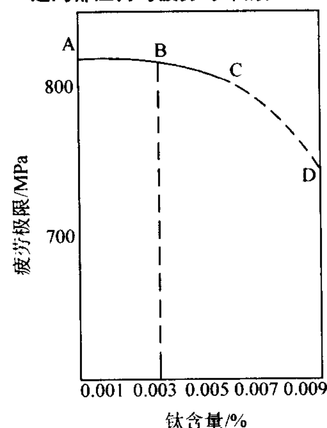


图13.4-8 钛含量对GCr15轴承钢疲劳寿命的影响

1.2.4 铝、氢的影响

轴承钢中的铝是作为脱氧剂而加入的，由于采用铝脱氧，钢中的氧含量和钢中的铝含量有直接的关系，如果要将氧的质量分数降到10×10^{-6}以下，溶解铝的质量分数应控制在0.02%~0.04%范围内。由于钢中氧含量的降低，因此增加铝含量可以提高钢的纯结度和使用性能，但铝含量不能过高，过高则钢中的氧含量反而增高。钢中铝的质量分数一般不要超过0.050%，否则钢在浇铸过程中二次氧化严重。还有用铝脱氧，铝在钢中易形成Al_2O_3夹杂物，对疲劳性能有是害的。由于钢中铝对性能影响的数据离散性较大，目前国外正在研究不用铝脱氧的无铝轴承钢，以减少Al_2O_3夹杂物对疲劳寿命的有害作用。

氢在固态钢中的溶解度很小，并能在钢中形成白点。电炉钢中氢的质量分数一般为$(4\sim7)\times10^{-6}$，经过真空处理

后可降到$(1\sim2)\times10^{-6}$。钢中的氢对轴承钢的接触疲劳寿命非常有害，轴承钢中的氢含量对接触疲劳寿命的影响见图13.4-9。还有人进行过研究，轴承钢在热处理过程中氢含量会增加，当退火钢的氢的质量分数为0.5×10^{-6}时，淬火后钢中氢的质量分数会增加到1×10^{-6}，表层甚至还要高些。含氢量的增加是由于在加热时金属从大气中吸收氢的缘故。

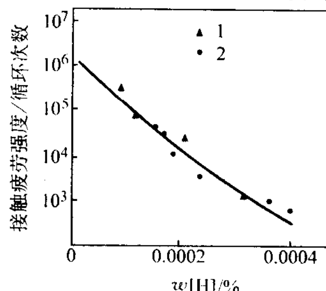


图 13.4-9　轴承钢中氢含量与接触疲劳寿命的关系

1—440C 钢；2—52100 钢

1.2.5　钙、镁的影响

轴承钢的钙是作为有害元素存在的，在瑞典 SKFD33 标准中规定轴承钢中钙的质量分数在10×10^{-6}以内。轴承钢中的钙来源于钢渣和与钢水接触的炉衬。从前常用钙-硅脱氧，因此钢中容易残留比较多的 D 类球状夹杂，使疲劳寿命大幅度降低。因此许多国家的轴承钢生产中都规定不能用钙-硅脱氧。轴承钢中的钙主要是以铝酸钙、硅铝酸钙和硫酸钙的形式存在。这类夹杂常为球状存在，并且与其他夹杂物不同，在热压力加工时既不会变形也不会破碎。当增加热压力加工变形比时，在这类球状夹杂物的两侧经常可以看到“孔穴”，孔穴处容易造成拉应力裂纹。这种夹杂物对接触疲劳性能非常不利，容易成为疲劳源，导致疲劳寿命降低。在轴承钢生产中应尽量减少此类夹杂物的存在。在氧含量低的轴承钢中，钙可部分替代硫化锰的锰。富钙硫化物的韧性很差，同氧化物相似，起产生裂纹的作用。

在质量分数为1.0%C 和1.5%Cr 的高碳铬轴承钢中，极易产生碳化物偏析，因此导致钢材的内部组织不均匀，对性能有不利的影响。因此获得弥散均匀分布的碳化物是保证轴承基本性能（如硬度、强度、耐磨性和疲劳寿命）的重要因素。已有资料表明，在钢中加入微量的镁能改变镍基和铁基高温合金中的碳化物的形态，显著改善其性能。因此在轴承钢中加入微量的镁以期改善其碳化物的形态和分布值得进行研究。

1.2.6　砷、锡、铅、锑的影响

轴承钢中的砷、锡、铅、锑在钢中含量很少，并且被视为有害元素，通常称为微量元素。上述元素对轴承钢的性能有何影响报道很少，但瑞典 SKF 的 D33 标准中规定（质量分数）：As≤0.04%，Sn≤0.03%，Pb≤0.002%，Sb≤0.005%。我国先进水平的企业标准中也采取了上述限制值。我国有研究表明，在轴承钢中的 As 的质量分数超过 0.04%，达到 0.09%～0.11%时，热加工性能变坏，钢材或锻制轴承套圈毛坯时表面容易出现龟裂。金相显微镜观察结果表明，在出现龟裂处存在沿奥氏体晶界分布的氧化产物，氧化产物的周围同时出现略带灰色的铁素体，电子探针分析表明，沿奥氏体晶界分布的氧化产物富集 As，说明钢中 As 对出现龟裂有不利的影响。

1.3　轴承钢的冶金质量及其对轴承钢性能的影响

随着科学技术的进步，对轴承的要求越来越高。为满足现代科学技术发展的需求，要求轴承具有高寿命、高稳定性和高的可靠性。为满足上述要求，就要求轴承材料的冶金质量具有高的纯洁度和高的均匀性。轴承钢中的非金属夹杂物和碳化物是轴承钢冶金质量中最具有重要性的项目。多年来对轴承钢中的非金属夹杂物和碳化物进行了比较充分的研究，对其属性和来源进行了比较深入的探讨，并取得了比较丰硕的成果，并且就冶金质量对轴承钢性能的影响也进行了大量的试验研究。

1.3.1　轴承钢中的非金属夹杂物及其对疲劳寿命的影响

（1）轴承钢中的非金属夹杂物

轴承钢中的非金属夹杂物来源于原材料、脱氧产物、熔渣和耐火材料以及出钢和浇铸过程中的二次氧化物。在轴承钢中发现的夹杂物按其来源可分为两大类，即外来夹杂物和内生夹杂物。外来夹杂物包括未被排出存在于钢中的炉渣、耐火材料、模内保护渣以及钢液二次氧化物等。外来夹杂颗粒尺寸较大，形状不规律，多呈多角形，成分和结构也比较复杂，与钢液成分没有关系。外来夹杂物一般比较粗大，对轴承钢的性能危害较大，一般标准中都规定不允许存在。因此，要减少和消除这类外来夹杂物就应该提高钢包和浇铸系统所用耐火材料的质量和砌筑质量，加强出钢槽与浇铸系统的清洁卫生环境等各项措施。内生夹杂物是在熔炼及浇铸时，由于金属本身发生变化的结果。内生夹杂物由下列反应所形成：出钢和炉外精炼过程中向钢液加入脱氧剂时，由于脱氧反应，其产物称为一次夹杂物；钢液从浇铸温度冷却到凝固温度，由于元素的脱氧反映都是放热反应，随着钢液温度的降低，平衡发生移动，使脱氧反应重新进行，这时的脱氧产物称为二次夹杂物；钢液凝固时，钢液与晶体二相区继续进行脱氧反应，甚至包括固相线温度以下继续冷却，由于相变引起的夹杂物的重新析出，其产物称为三次产物。轴承钢的冶炼，浇注及凝固是一个复杂的物理-化学过程，所生成的各种化合物在钢液凝固前，未能上浮到钢锭表面而嵌入钢中的细小夹杂物，或者在高温时溶解在钢中，当钢液凝固过程因温度下降，固溶度降低，从钢液中析出，以夹杂物存在。轴承钢中的硫化物、氧化物以及点状不变形夹杂都属于内生夹杂。为了便于用标准评级图谱对轴承钢中的夹杂物进行评定并考虑到夹杂物的化学成分、性质、形状和尺寸，国际标准组织 ISO 体系、美国 ASTM 体系以及瑞典 SKF、法国、印度和我国新制订的国家标准都将轴承钢中的夹杂物分为：A 类——硫化物、B 类——Al_2O_3 夹杂物、C 类——硅酸盐和 D 类——球状夹杂物。

1）A 类——硫化物　轴承钢中硫化物夹杂与钢中硫含量有关，硫化物夹杂的含量随钢中硫含量的增加而增加。某文献用图像仪测定了高碳铬轴承钢中硫化物夹杂物的面积百分数与硫含量的关系，其结果见图 13.4-10。图 13.4-10 表明，硫化物夹杂物的面积百分比随钢中硫含量的增加而增加。

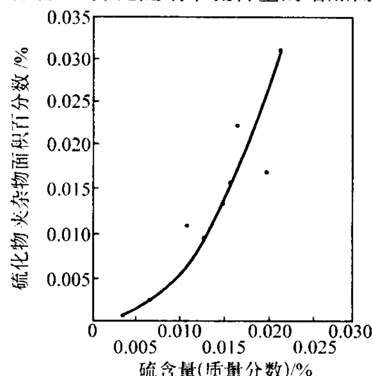


图 13.4-10　轴承钢中硫化物夹杂物面积百分数与钢中硫含量的关系

轴承钢中的硫是在冶炼时带入钢中的，并作为有害元素存在于钢中，硫在液态的钢液中溶解度很大，而在固态钢中溶解度则很低，并且随温度降低而降低。例如，在 1 365℃

时，硫在 δ－Fe 和 γ－Fe 中溶解度分别为质量分数 0.15% 和 0.06%。在 913℃时，硫在 δ－Fe 和 γ－Fe 中溶解度分别降为质量分数 0.018% 和 0.007%。随着钢液温度的降低，析出的 S 和 Fe 生成一硫化铁 FeS，FeS 中含 63.5%Fe 和 36.5%S（质量分数），它的熔点是 1 193℃，同素异形转化温度是 138℃及 298℃，低于 138℃时结晶呈六方晶系，而高于 138℃时则为斜方晶系，FeS 在常温时比较脆。FeS 和 S 所形成的共晶体熔点更低仅为 988℃。在加热时由于在钢液凝固时沿晶界析出的硫化物熔化而造成钢的热脆，为避免"热脆"的发生，可往钢中加入一定量的锰，形成熔点较高的 MnS。MnS 的熔点为 1 620℃，为立方晶系，纯 MnS 透明，有绿色内反射，在反射光下为浅灰色。硫在钢中的溶解度随锰含量的提高而下降。而且锰比铁对硫有较大的亲和力。因此当钢中锰含量足够高时，或者说随着钢中 Mn/S 比值增加，FeS 含量越来越少，而且这少量的 FeS 溶解于 MnS 之中，形成 FeS·MnS 复合硫化物夹杂。MnS 在 1 000℃以下具有较高的塑性，超过 1000℃时随着温度的升高其塑性变形能力减少，但仍具有较强的变形能力，在热加工时沿加工方向延伸成条带状。因此按夹杂物的形态进行分类时，MnS 属于塑性夹杂。CaS 也常在碱性电弧炉冶炼的轴承钢中出现，并生长在铝酸钙－氧化铝等夹杂物的外围，形成硫化物包围氧化物的复合夹杂。由于采用炉外精炼技术，钢中氧化物夹杂的含量大幅度降低，因此硫化物夹杂在轴承钢中的比例相对提高。某文献的结果表明，塑性夹杂物在精炼钢中所占夹杂物总量的比例已由非精炼钢的 30% 左右提高到 90% 以上。并且经常发现硫化物包围氧化物夹杂的现象。

2）B 类——Al_2O_3 夹杂物　铝是一个强脱氧元素，在轴承钢冶炼生产时，大多在出钢或精炼初期用铝作为脱氧剂，以便尽快减少钢液中的溶解氧。用铝脱氧的钢中，往往存有一定数量的残铝。钢中残铝量与钢中氧含量有关系，当残铝的质量分数由 0.008% 增至 0.025% 时，氧含量大约减少 2 倍，增至 0.052%时，钢中溶解氧就很少了。钢液用铝脱氧后，最常见的脱氧产物就是 Al_2O_3，通常为 α-Al_2O_3，即刚玉。Al_2O_3 夹杂物也可以来自耐火材料。钢中含有那一类氧化铝的夹杂物，必须由其颗粒大小，聚集程度以及夹杂物成分来确定。一般情况下，颗粒小的 Al_2O_3 夹杂物，聚集的 $\alpha-Al_2O_3$ 和含 $\alpha-Al_2O_3$ 很高的夹杂以及在钢的基体中有结晶的 $\alpha-Al_2O_3$ 夹杂物可能来源于脱氧产物。Al_2O_3 夹杂物是轴承钢中稳定夹杂物的主要组成部分。Al_2O_3 夹杂物的特性为：熔点为 2 050℃；晶系为三角晶系（六方形的晶体）；其光学性质为，在金相明视场下为深灰色，暗视场下为透明体，在偏振光下有弱的各向异性；其折射率 n_O = 1.768 1，N_e = 1.759 9。用铝脱氧的轴承钢中常出现团状的 Al_2O_3 夹杂物，这种在铸态下形成的 Al_2O_3 聚集体在热加工时不变形，沿轧制方向破碎成点链状。镁尖晶石（$MgO·Al_2O_3$）也是轴承钢中比较常见的夹杂物，这种夹杂物为清晰的八面小晶体，在金相明视场下为灰色，暗视场下为透明体，偏振光下为各向异性；折射率 n = 1.718。$MgO·Al_2O_3$ 在热加工时不变形，沿加工方向破碎成链状。$MgO·Al_2O_3$ 中的 MgO 完全可以被 FeO 和 MnO 所置换，形成 $FeO·Al_2O_3$ 和 $MnO·Al_2O_3$ 的立方形小晶体，在金相明视场下为深灰色，暗视场下为透明体、灰绿色，偏振光下为各向异性，折射率 $n \approx 1.8$。铁、锰尖晶石在压力加工时不变形，沿轧制方向破碎成线链状。

轴承钢中的 Al_2O_3 氧化物夹杂由于它的热膨胀系数小，引起的镶嵌应力降低轴承钢的接触疲劳寿命，从而降低轴承的使用寿命。因此，减少轴承钢中 Al_2O_3 氧化物夹杂的含量一直是冶金工作者的主要目标。钢中的 Al_2O_3 氧化物夹杂的含量与钢中残铝量和钢中的氧含量有关系。在镇静钢中，钢中氧含量一定时，随着钢中铝含量的增加，钢中的 Al_2O_3 夹杂物也相应增加。在轴承钢中的 Al_2O_3 夹杂物和钢中残铝量的关系见图 13.4-11。该结果采用电解分离法测定轴承钢中的氧化物夹杂物含量与残铝量的关系，可以看出，钢中残铝量增加则 Al_2O_3 夹杂物增加，SiO_2 减少，当残铝的质量分数在 0.015% ~ 0.020%时，氧化物夹杂物数量最少。轴承钢中的氧化物夹杂的含量是钢中氧含量的函数，已被许多实验所证实。图 13.4-12 是分别采用电解分离法测定轴承钢中氧化物夹杂物的含量和用图像分析仪测定氧化物夹杂物的面积率与氧含量的关系，可以看出，不论用什么方法测定氧化物夹杂的含量都与钢中氧含量有直接的关系，随着钢中氧含量的降低，氧化物夹杂的含量也随之降低。因此降低轴承钢中氧含量是减少轴承钢中 Al_2O_3 氧化物夹杂最有效的手段。目前，国内外轴承钢生产企业所采用的冶炼设备和工艺可以将轴承钢中的氧的质量分数降低到 10×10^{-6} 以下，甚至达到 5×10^{-6} 以下，因此轴承钢中的氧化物夹杂大为减少，轴承钢的纯洁度和接触疲劳寿命大为提高。轴承的使用寿命和可靠性也大为提高。

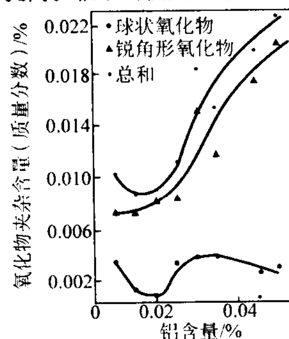


图 13.4-11　轴承钢中残铝量与氧化物夹杂含量的关系

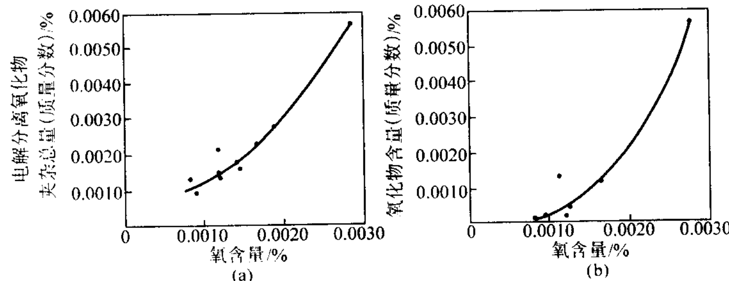


图 13.4-12　轴承钢中氧化物夹杂含量和氧含量的关系

3）C 类——硅酸盐　硅酸盐是最复杂和在钢中最常见的一类夹杂物。在钢中最常遇到的硅酸盐是硅酸铁和硅酸锰，因为钢中的铁和锰两个元素最容易形成硅酸盐夹杂物。除了铁和锰以外，硅酸盐中通常还总含有钙和铝，较少含有

铬和钛，而镍则基本上不形成硅酸盐夹杂物。

铁的硅酸盐中的 $2FeO\cdot SiO_2$ 是比较常见的一种，此类硅酸盐具有下列性质：熔点 1 205℃；菱形晶系；在反射光下其反射本领微弱，色彩呈暗灰色；在透射光下其 $n_g=1.886$，$n_m=1.877$，$n_p=1.835$，透明。由于钢中用硅脱氧时所形成的夹杂物的成分取决于钢中的含氧量，所加入的硅量及控制脱氧情况，随钢中硅含量的变化铁的硅酸盐的成分也会发生变化，其成分可以用 $nFeO\cdot mSiO_2$ 来表示。在金相显微镜下，铁的硅酸盐常呈暗灰色球状，此类夹杂物没有塑性，基本不变形。锰是钢中有效脱氧剂之一，容易与氧结合，形成氧化亚锰 MnO 化合物，此种化合物本身又能强烈地与氧化硅形成硅酸盐。其中 $2MnO\cdot SiO_2$ 和 $MnO\cdot SiO_2$ 是比较普遍存在的两种硅酸盐。$2MnO\cdot SiO_2$ 的特点是：熔点 1300℃；菱形晶系；在反射光下其反射本领弱，色彩呈暗灰色；在透射光下 $n_g=1.785$，$n_m=1.807$，$n_p=1.820$，透明。然而作为夹杂物的锰硅酸盐也和铁的硅酸盐一样，很少看到它以类似矿物的成分和结构的独立相的形态出现。当金属中有大量的铁存在时，即当氧化亚铁占优势时，在金属中氧化亚铁和氧化亚锰按照各种不同的比例形成复杂的铁锰硅酸盐。铁锰硅酸盐容易变形，在轧制时能强烈地被延伸。

当用铝脱氧时，若钢中有硅存在则除形成 Al_2O_3 夹杂和铝酸盐外，还可形成比硅酸盐更复杂的铝硅酸盐夹杂物，因为最后加入的铝能代替部分硅而形成不同成分的铝硅酸盐，其总的化学式为 $m(FeO\cdot Al_2O_3)\cdot nSiO_2$，若有锰存在时则为 $m(FeO\cdot MnO)\cdot mAl_2O_3\cdot nSiO_2$。在钢的凝固过程中，一些液态的硅酸盐来不及结晶，部分或全部以玻璃态保存在钢中。但是，由于成分复杂的硅酸盐夹杂物熔点比较低，易于聚集，尺寸较大，在炉外精炼的条件下容易排出，因此，在炉外精炼的轴承钢中，基本不出现硅酸盐夹杂物。

4）D类——球状夹杂物 轴承钢中的球状夹杂物多为铝酸钙（$mCaO\cdot nAl_2O_3$），铝酸钙在金相显微镜明场下为深灰色，暗场下为透明体，偏振光下为各向异性，压力加工时不变形。铝酸钙夹杂用质量分数为 2% NaOH 浸蚀后，$CaO\cdot Al_2O_3$ 颜色变暗，$CaO\cdot 2Al_2O_3$ 为中灰色，$CaO\cdot 6Al_2O_3$ 为浅灰色。国内有关资料报道，在我国电弧炉传统方法冶炼的轴承钢中的大颗粒夹杂物不是含铝的硅酸盐，几乎全部是含钙的铝酸盐，同时也有镁尖晶石及其他复杂夹杂物存在。国外有关研究成果也认为，轴承钢中的球状夹杂物也多为 $CaO\cdot Al_2O_3$ 或 $MgO\cdot 2Al_2O_3$，且其属性随电弧炉炉渣或合成渣的成分而变化。轴承钢中球状夹杂物是碱性钢的特征之一，钢液中一定数量的钙是球状夹杂物生成的必备条件。溶解于钢中的 [C]、[Si]、[Al] 在出钢和精炼过程中，还原碱性渣中的 CaO，而使 Ca 进入钢液。炉渣的碱度对钢中含钙量有直接关系，许多实验研究结果表明，炉外精炼前的钢中含钙量和精炼后钢中含钙量均随炉渣的碱度升高而增加。如果将精炼渣的碱度控制在 2.5 以下，精炼后的轴承钢中含钙的质量分数一般不超过 20×10^{-6}，经轧制成材后检验，不出现球状夹杂物。轴承钢中残留于钢中的钙不是有意添加的，而是来源于钢渣和与钢水接触的炉衬。轴承钢如果采用钙或钙-硅脱氧，钢中将残余较多的钙，钢中必将产生危害极大的 D 类球状夹杂物。为避免 D 类球状夹杂物的产生，在许多国家的标准中都规定了残余钙的含量，如瑞典 D33 标准规定，高碳铬轴承钢中的钙的质量分数 $\leqslant 10\times10^{-6}$。并规定不能用钙和钙-硅脱氧。由于目前国内外轴承钢的生产采用炉外精炼及真空脱气，使钢中氧含量得到大幅度的下降，并且限制了钢中的钙含量，因此可以达到控制轴承钢球状夹杂物的生成条件的目的，从而降低轴承钢中球状夹杂物的含量。

资料 [18] 的作者对轴承钢中的各类非金属夹杂物进行了系统地研究，并将轴承钢中的常见夹杂物的特征列于表 13.4-10 中。

表 13.4-10 轴承钢中各类非金属夹杂物的特征

夹杂物名称	化学式	从经过变形加工的成品上所取下之纵向试样的磨片上观察到的夹杂物的形状	变形加工时之性状	磨片上夹杂物的光学性质：在反光下夹杂物的颜色		磨片上夹杂物的光学性质	分离出来的夹杂物在穿透光下的光学性质		分离出来的夹杂物的形状	熔化温度/℃
				明场	暗场	偏光	颜色	折射率		
氧化铝（α-刚玉）	Al_2O_3	小晶体（1～5 μm），六面体或不规则的形状	不变形，但破碎成线缝形状	深灰色	透明	有弱的各向异性	透明及无颜色	$n_o=1.7681$ $n_e=1.7599$	小晶体	2 050
石英	SiO_2	相当大的(0.1 mm以下)不规则形状的晶体碎片，当磨光时会破裂	不变形	深灰色	透明	鲜明的各向异性	透明及无颜色	$n=1.5442$	大晶粒，有时有熔结的晶粒	1 600～1 670
石英玻璃	SiO_2	各种大小的块子和中心有光辉小点及环形同光之小球	不变形	深灰色	透明	各向同性，有黑的十字型	透明及无颜色	$n=1.458$	小球状，杆状和块状	—
硅酸铝（莫来石）	$3Al_2O_3\cdot 2SiO_2$	针状或三菱形晶体，内部常有玻璃薄膜	不变形	深灰色	透明	各向异性	透明及无颜色	$n=1.654$ $n_m=1.644$ $n_p=1.642$	伸长状晶体	1 815
铁氧铝石（铁尖晶石）	$FeO\cdot Al_2O_3$	立方形小晶体	不变形，但破碎成线缝状	深灰色	透明，灰绿色	各向同性	透明的薄层，绿颜色	$n=1.8$	晶体为立方体或八面体	1 700 以上
钙氧铝石	$3CaO\cdot Al_2O_3$	形状规则小晶体，有时堆聚体呈带玻璃薄膜的小球形	不变形	深灰色	透明	各向同性	透明，无颜色	$n=1.71$	表面粗糙之小球集成体	1 550 以上
镁氧铝石（镁尖晶石）	$MgO\cdot Al_2O_3$	清晰的八面体小晶体	不变形，但破碎成线缝状	灰色	透明	各向同性	透明，无颜色	$n=1.718$	规则的八面体	2 000 以上

续表 13.4-10

夹杂物名称	化学式	从经过变形加工的成品上所取下之纵向试样的磨片上观察到的夹杂物的形状	变形加工时之性状	磨片上夹杂物的光学性质			分离出来的夹杂物在穿透光下的光学性质		分离出来的夹杂物的形状	熔化温度/℃
				在反光下夹杂物的颜色		偏光	颜色	折射率		
				明场	暗场					
硅酸铁（玻璃）	$mFeO \cdot nSiO_2$	沿加工方向拉伸的夹杂物，有时部分地发生破裂。当 SiO_2 含量高时为小球状	塑性中等，沿变形方向伸长，含 SiO_2 量高的夹杂物不变形	灰色	半透明	各向同性	半透明	—	碎片或小球状	1 205 1 500
硅酸锰（玻璃）	$mMnO \cdot nSiO_2$	顺加工方向伸长的夹杂物	有塑性	深灰色带褐色色彩	透明	各向同性	透明或无颜色	—	伸长的纤维状	1 285～1 355
硅酸钙		小球状，有时尺寸大	不变形	深灰色	透明	各向同性	透明	—	小球状	1 550 以上
含少量硫化物杂质的硫化锰	$MnS \cdot FeS$	顺加工方向伸长的夹杂物	有塑性	淡灰色带浅蓝色彩	不透明	各向同性	不透明	—	伸长纺棰状微粒	1 600 以上

(2) 非金属夹杂物对轴承钢疲劳寿命的影响

轴承钢中非金属夹杂物最常见的有3种，以 Al_2O_3 夹杂物为主体的氧化物；以 MnS 为主体的硫化物；含 CaO 的球状夹杂物。轴承钢中的非金属夹杂物破坏了金属的连续性和均匀性，在交变应力的作用下，易引起应力集中，成为疲劳裂纹源，降低钢的疲劳寿命。但不同的夹杂物的类型、形态、数量、尺寸和分布对轴承钢的疲劳性能的影响是不相同的。由于夹杂物的物理性能对轴承钢的力学性能有着重要的影响，多年来各国的研究者采用各种方法对夹杂物的线胀系数、弹性模量和不同温度下的塑性进行了测定，试图找出不同类型的夹杂物对轴承钢疲劳寿命影响的危害程度。各类夹杂物的线胀系数和泊松比见表 13.4-11。为了形象地表示热膨胀系数对应力的影响，有人绘制了如图 13.4-13 所示的轴承钢中夹杂物引起的镶嵌应力的特征。

表 13.4-11 0～800℃范围内各类夹杂物的线胀系数

夹杂物类型	成 分	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	泊松比 μ
基体	—	12.5	0.290
硫化物	MnS	18.1	0.300
	CaS	14.7	—
铝酸钙	$CaO \cdot 6Al_2O_3$	8.8	—
	$CaO \cdot 2Al_2O_3$	5.0	0.234
	$CaO \cdot Al_2O_3$	6.5	—
	$12CaO \cdot 7Al_2O_3$	7.6	—
	$3CaO. Al_2O_3$	10.0	—
尖晶石	$MgO \cdot Al_2O_3$	8.4	0.260
	$MnO \cdot Al_2O_3$	8.0	—
	$FeO \cdot Al_2O_3$	8.0	—
硅酸铝	$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ ①	5.0	0.240
	$2MnO \cdot 2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$ ②	≤2.0	—
氮化物	TiN	9.4	0.192

续表 13.4-11

夹杂物类型	成 分	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	泊松比 μ
氧化物	MnO	14.1	0.306
	MgO	13.5	0.178
	CaO	13.5	0.210
	FeO	14.2	—
	Fe_2O_3	12.2	—
	Fe_3O_4	15.3	0.260
	Al_2O_3	8.0	0.250
	Cr_2O_3	7.9	—

① 多铝红柱石。
② 锰堇青石。

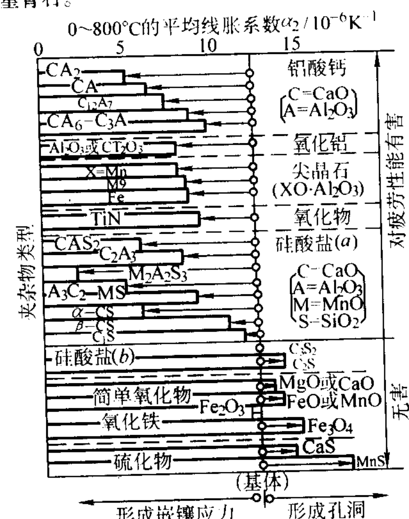


图 13.4-13 轴承钢中夹杂物引起镶嵌应力特征

以钢的基体线胀系数 $\alpha_2 = 12.5 \times 10^{-6}/K$ 为分界，α_2 线的左方的夹杂物的线胀系数 α_1 小于钢的线胀系数，而 α_2 线的右方的夹杂物的线胀系数 α_1 大于钢的线胀系数。在加热

和冷却时由于基体和夹杂物的线胀系数不同，因此在二者之间产生了一种结构之力，即镶嵌应力，一般表示为：$\varphi[(\alpha_2-\alpha_1)T]$，式中 φ 为函数，与夹杂物的弹性模数以及夹杂物的形状、尺寸和分布有关。T 为温度函数。在此把（$\alpha_2-\alpha_1$）称为"应力"或"空穴"形成势。当 $\alpha_2<\alpha_1$ 时，在基体中产生镶嵌应力即称"应力形成势"；当 $\alpha_2>\alpha_1$ 时，则称为"空穴形成势"，即基体和夹杂物间产生空穴。形成镶嵌应力的夹杂物对轴承钢疲劳破坏有附加的危害，不形成镶嵌应力的夹杂物没有附加的危害。钢中夹杂物在钢的热变形温度范围内的塑性见图 13.4-14。从图 13.4-14 可见，刚玉、镁铝尖晶石、铝酸钙在热加工温度下无塑性，完全不变形。这些脆性夹杂物（如 Al_2O_3 夹杂）一般沿轧制方向排成串状或点链状，点状（或球状）夹杂物在热加工时不变形。硬而脆的夹杂物不具有塑性，在热加工中难于变形，构成应力集中，使疲劳裂纹萌生期缩短，影响了疲劳寿命。有时在变形时，还可以将钢的基体划伤。显微观察表明，在点状（或球状）不变形夹杂物的周围，常发现有喇叭形的空洞和裂纹，见示意图 13.4-15。这种空洞引起"划伤"往往就是疲劳破坏的"萌芽"，因此点状夹杂物危害性极大。大量的试验工作证实了脆硬性夹杂物的危害性。塑性夹杂物（如硫化物）呈连续式分布。某文献表示了各种夹杂物类型的相对有害程度，具体见图 13.4-16。

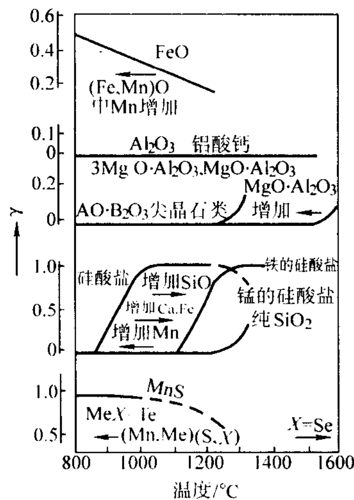


图 13.4-14　各种类型夹杂物在不同温度下的形变因素

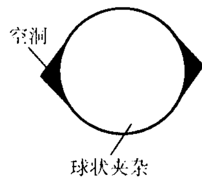


图 13.4-15　球状夹杂物周围形成的空洞

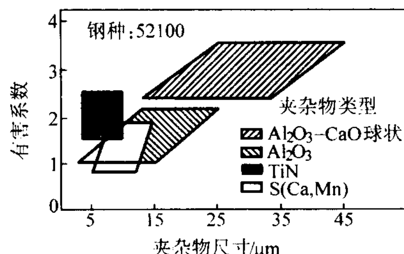


图 13.4-16　各种夹杂物类型的相对有害程度

从图 13.4-16 可以看出，轴承钢中的球状夹杂物——CaO·Al_2O_3 铝酸钙对钢的危害性最大，Al_2O_3 夹杂物的影响其次，而硫化物的影响较小。对 Al_2O_3 夹杂物和球状夹杂物对轴承钢疲劳寿命的影响的研究结果表明，随着上述两种非金属夹杂物含量的增加，其接触疲劳寿命也随之下降，如图 13.4-17 和图 13.4-18 所示。

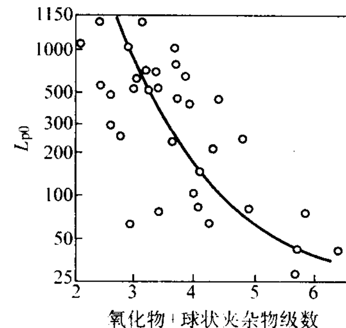


图 13.4-17　氧化物+球状夹杂物的评定总级别和轴承寿命的关系

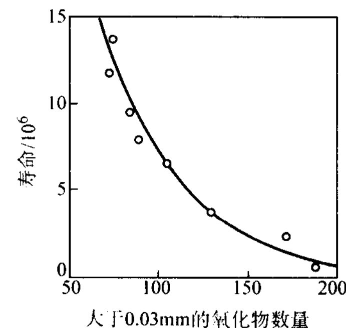


图 13.4-18　氧化物夹杂的数目与轴承寿命的关系

夹杂物的尺寸大小对疲劳寿命也有很大影响，同类夹杂物其尺寸越大，即微观孔洞越大，越容易引起应力集中，所以对疲劳性能的危害性越大。链状氧化物夹杂的评定级别对轴承寿命的影响如图 13.4-19 所示，评定级别越高，氧化物尺寸越大，数量越多，其疲劳寿命越低。不同点状夹杂物的尺寸对轴承寿命的影响如图 13.4-20 所示，从图 13.4-20 可见，点状夹杂物的尺寸越大，其轴承寿命越短。

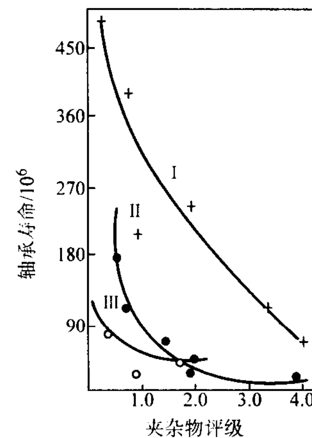


图 13.4-19　链状氧化物夹杂对轴承寿命的影响
Ⅰ—φ18.6 mm；Ⅱ—φ15 mm；Ⅲ—φ13 mm

关于硫化物对轴承钢疲劳寿命的影响有 3 种不同的观点，即"有益论"、"无害论"和"有害论"。但随着轴承钢炉外精炼和真空脱气技术的发展，轴承钢的氧的质量分数已降到 10×10^{-6} 以下，并可降到 5×10^{-6} 以下，因此硫化物的破坏作用也就会显现出来。资料［21］的作者发现，实际上对轴承钢

接触疲劳寿命的影响有两个因素：[%O] 和 [%O] / [%S]，即使 [%O] / [%S] 恒定，[%O] 低者其接触疲劳寿命就更高。因此，现在许多企业标准中规定，（如德国 FAG、日本 NTN 轴承公司等）轴承钢中（质量分数）[O] $\leqslant 15\times10^{-6}$，S $\leqslant$0.008%，Ti$\leqslant 30\times10^{-6}$。实际上许多轴承钢生产企业也将钢中的钛和硫含量降到很低的水平，如日本山阳、神户、爱知等轴承钢生产知名企业已将钢中 Ti 的质量分数降到（14～15）$\times10^{-6}$，S 的质量分数降到了 0.002%左右。

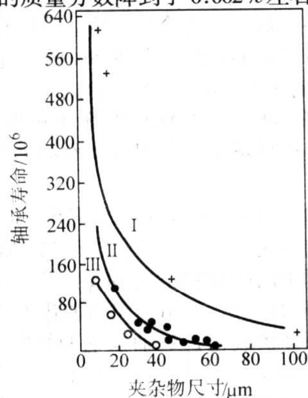


图 13.4-20　点状夹杂物对轴承寿命的影响

Ⅰ—ϕ28.6 mm；Ⅱ—ϕ15.0 mm；Ⅲ—ϕ13.0 mm

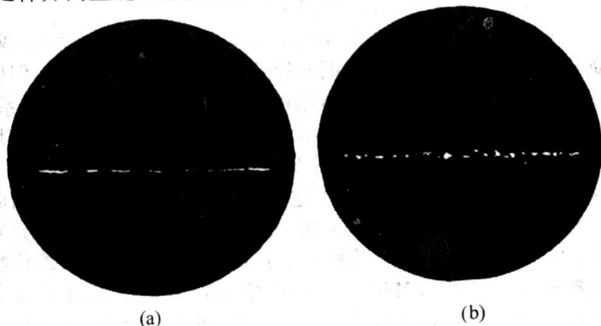
1.3.2　轴承钢的碳化物及其对性能的影响

（1）轴承钢的碳化物

高碳铬轴承钢在熔炼后进行浇铸时，由于钢液在结晶过程中，碳、铬及其他元素产生偏析，会产生树枝状偏析和共晶形态的碳化物，共晶碳化物比较粗大对轴承钢的影响较大。轴承钢铸态组织中碳化物的形态和分布对热加工及其热处理以后的钢材中的碳化物形态、尺寸和分布有着决定性的影响。因此世界各国都在研究如何减轻和消除碳化物不均匀性的办法以及碳化物不均匀性对轴承钢疲劳寿命的影响。高碳铬轴承钢中的碳化物不均匀性一般以碳化物液析、碳化物带状和碳化物网状存在于钢中。

1）碳化物液析　碳化物液析是高碳铬轴承钢碳化物不均匀性中最有害的一种碳化物。这种碳化物尺寸比较大，并且具有很高的硬度和脆性。一般认为是属于三角晶系的碳化物。这种碳化物处于轴承表面层时，容易引起剥落成为磨损的起源，显著降低轴承零件的耐磨耗性能，处于内部的液析碳化物也是疲劳裂纹源，明显降低轴承零件的疲劳寿命。并且容易引起轴承零件在淬火处理时产生淬火裂纹。因此在高碳铬轴承钢的技术标准中对其提出了严格的限制。

碳化物液析是在钢锭的钢液凝固过程中产生树枝状偏析，液相中碳及合金元素偏析，铬元素降低碳在奥氏体中的固溶度，使得钢液局部区域达到共晶浓度，形成亚稳共晶莱氏体，经热压力加工破碎成不规则的小块状碳化物，并沿着延伸方向呈链状或条状分布，其形貌如图 13.4-21 所示。

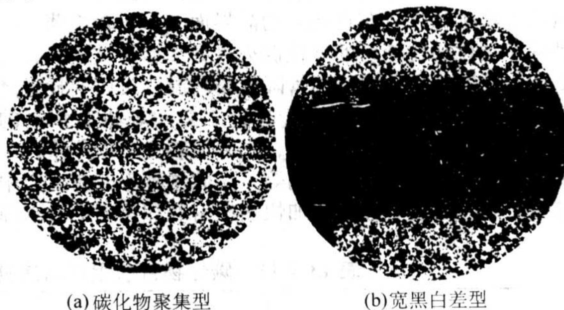


(a)　　(b)

图 13.4-21　GCr15 钢材中碳化物液析　×100

要消除轴承钢中碳化物液析，从本质上来讲就是要降低轴承钢中树枝状偏析的程度，使钢中偏析程度最严重的区域无法形成共晶莱氏体。但在大生产中钢锭不可能没有树枝状偏析，只是凝固条件不同，树枝状偏析程度不同而已。因此要降低和消除轴承钢中的碳化物液析，可以在热加工过程中对钢锭和钢坯进行充分的高温扩散，使偏离平衡状态下在凝固时所产生的树枝状偏析在扩散退火过程中进行偏析元素的平衡分配，降低偏析程度。有文献对 5 种 GCr15 轴承钢进行试验，结果表明，对高碳铬轴承钢进行 1 100℃保温 3 h 的扩散退火，钢中碳化物液析即可消除。在实际生产中，一般选用 1 220～1 240℃进行高温扩散退火处理。

2）碳化物带状　碳化物带状是轴承钢中的树枝状偏析经热压力加工延伸成碳化物的富集带。大型钢锭及钢坯凝固过程缓慢，最后凝固区域富集合金元素及硫、磷等杂质，也是非金属夹杂物和碳化物最容易集聚的地方，在随后的热加工和冷却过程中，碳化物富集区析出大量的二次碳化物，形成碳化物带状组织。高碳铬轴承钢的带状组织如图 13.4-22 所示。



(a) 碳化物聚集型　　(b)宽黑白差型

图 13.4-22　GCr15 钢材中的碳化物带状组织

（退火状态，×100）

对碳化物颗粒大小、密集程度测量及贫富碳带的显微硬度、微观区光谱分析等方法进行鉴定表明，明显碳化物聚集型的带状碳化物正常组织的性能差别很大，而以黑白差为特征的带状碳化物与正常组织间的物理性能比较接近。有文献对 3t 钢锭轧材中的带状碳化物进行了 X 射线结构分析证实，属于 $(Fe,Cr)_3C$ 类型碳化物。各类带状碳化物的基体组织都是马氏体，贫碳带出现针状马氏体，高碳带为隐晶马氏体。严重的带状碳化物偏析导致碳化物颗粒粗化，分布不均匀，在球化退火后将会进一步恶化，使淬火后的组织差别较大，硬度不均匀，使接触疲劳寿命下降。

要使碳化物带状组织有所改善，首先应减少钢锭凝固时的树枝状偏析。因此应严格控制浇铸温度，可采用连铸工艺，加快凝固速度，以便有效地降低铸坯的偏析程度。减轻和改善带状碳化物不均匀性最有效的方法就是对钢锭，特别是对钢坯进行高温扩散退火。均热扩散退火，由于钢锭断面大，升温时间长，扩散效果必然受到影响。轧坯在加热时，适当延长高温段的时向，扩散效果比钢锭更加明显，对于消除和改善碳化物带状和液析更有效果。对高碳铬轴承钢进行热轧后快速冷却，特别是在二次碳化物的析出温度 900～650℃之间进行快速冷却，这不仅对于减低钢中碳化物网状不均匀性，而且对于改善碳化物带状不均匀性也大有好处。但冷却至 650℃以下时，应缓慢冷却，以防止产生白点或冷却裂纹。

3）碳化物网状　碳化物网状是热轧后钢材冷却过程中，由于碳在奥氏体的溶解度减小，沿奥氏体晶粒边界析出网状过剩碳化物，称为网状碳化物。碳化物网状的形成和铸坯中原始碳化物偏析程度，尤其是与热加工制度有密切的关系。在热加工以后停轧或停锻温度过高，在随后的冷却过程中其

冷却速度又缓慢，使钢材中碳化物网状的连续性和粗大程度显著增加。钢锭原始碳化物偏析程度大，热加工前又未经均匀化处理，同样会提高网状碳化物的严重程度。

网状碳化物的存在会增加轴承钢的脆性，降低轴承经受冲击载荷的能力，降低轴承零件的疲劳寿命。网状碳化物还会导致淬火开裂形成淬火裂纹。因此需严格地限制碳化物网状的级别。为减轻或消除轴承钢的网状碳化物，首先应将轴承钢中的碳和铬的含量控制在标准含量的下限，这对于降低网状碳化物的级别是很重要的。有文献指出，轴承钢中的碳的质量分数由0.95%提高到1.06%，铬的质量分数由1.35%提高到1.58%，而其他成分不变，轴承钢中的网状碳化物的级别相应的由1.1级升高到1.63级，和由1.6级升高到1.67级，即平均每提高碳和铬的含量0.01%，相应地升高碳化物级别0.048级和0.022级。以上说明，碳对轴承钢网状碳化物的影响比铬的影响要大，可以达到2倍。对钢锭或钢坯采用均热扩散，消除或减轻树枝状偏析，可以减轻网状碳化物的不均匀性。降低轴承钢的终轧温度可以细化晶粒，由于晶粒细化的结果，晶界面积显著增大，使得沿晶界析出的一定数量的二次碳化物分布在较大的晶界面上，比较细薄。因此这种网状碳化物在随后的球化退火过程中容易被熔断，得到较低级别的网状碳化物。尽管降低终轧温度可以明显地降低碳化物网状的级别，但是由于这种工艺对轧机有较高的要求，钢材的尺寸公差难于控制，主导卫装置磨损严重，以及扩散退火的温度有一定的限制等，因此这种工艺在生产中采用甚少，并且总是想办法从加快热轧后冷却速度中寻求降低网状碳化物的措施。热轧后冷却速度对网状碳化物的析出有重要的影响。大量的文献资料及试验研究指出在过共析碳化物析出的温度范围内加速冷却，可以降低轴承钢中碳化物网状的级别。我国已在大冶钢厂430/300轧机上研究成功“轴承钢棒材轧后控冷工艺”，改善小于等于 ϕ32 mm钢材的碳化物网状级别取得了比较好的效果。该工艺采用3组湍流管水冷器间隔分布对热轧后的轴承钢棒材进行快速冷却，轴承钢材在980 ~ 1 000℃终轧后立即穿过湍流管冷却到650℃（表面返红温度），然后进入冷床空冷。采用控制冷却工艺生产的小于等于 ϕ32 mm小型材其98.5%的碳化物网状级别在2.5级以下，仅有1.5%为3.0级（指试片数），比850℃低温终轧的效果更好。我国也在轴承钢管坯和小于等于 ϕ55 mm的轴承钢棒材生产现场上也采用控制冷却工艺，也取得了很好的效果。

（2）碳化物对轴承钢疲劳寿命的影响

轴承钢中的碳化物液析、碳化物带状和碳化物网状，这些存在于轴承钢中的碳化物危害到轴承钢的接触疲劳寿命，使轴承的使用寿命降低。采用不同的加热工艺制度加热，轧制后4种形态的带状碳化物对轴承钢的性能进行比较试验，实验结果见表13.4-12。从表13.4-12可见，对钢锭和钢坯均采用扩散退火的轴承钢，其碳化物带中的碳化物细小、分布均匀，无液析，其接触疲劳平均寿命为399.5 h，而锭、坯均不采取扩散退火的轴承钢中，其碳化物带中碳化物粗大、聚集，有大量的碳化物液析，其接触疲劳平均寿命为183.1 h，前者的平均寿命是后者的2.18倍。

表13.4-12 碳化物带状组织对热处理工艺、显微硬度差、接触疲劳寿命的影响

<table>
<tr><th rowspan="2">工艺号</th><th rowspan="2">工艺特点</th><th rowspan="2">带状组织特征</th><th rowspan="2">淬火加热时过热敏感性</th><th rowspan="2">高低碳带间显微硬度差值 HV</th><th colspan="3">8206推力片</th></tr>
<tr><th>平均寿命/h</th><th>稳定系数</th><th>平均寿命提高</th></tr>
<tr><td>1</td><td>锭 坯 不扩散退火</td><td>带中碳化物粗大、聚集有大量碳化物液析</td><td>840℃贫碳带已过热</td><td>490</td><td>183.1</td><td>18.6</td><td>1.0</td></tr>
<tr><td>2</td><td>锭不扩散退火，坯扩散退火</td><td>带中碳化物聚集，有少量碳化物液析</td><td>840℃贫碳带过热</td><td rowspan="2">362</td><td rowspan="2">262.86</td><td rowspan="2">15.4</td><td rowspan="2">1.43</td></tr>
<tr><td>3</td><td>锭扩散退火，坯不扩散退火</td><td>带中碳化物聚集程度较轻，有少量碳化物液析</td><td>850 ~ 855℃贫碳带过热</td></tr>
<tr><td>4</td><td>锭 坯 扩散退火</td><td>带中碳化物细小分布均匀，无液析</td><td>870℃贫碳带才过热</td><td>165</td><td>399.5</td><td>14.8</td><td>2.18</td></tr>
</table>

在轴承钢的显微组织中，一般都特别强调碳化物的粒度，希望碳化物颗粒细小、均匀分布，否则对轴承寿命非常不利，这是由于粗大的碳化物使钢的淬透性、硬度、压坏强度、接触疲劳寿命恶化。碳化物颗粒对疲劳寿命的影响，日本做了大量的研究，一般认为轴承钢中细粒状碳化物比起粗粒状碳化物来，其疲劳寿命可以提高1.5 ~ 2.5倍。资料[30]对基体马氏体中碳的质量分数为0.5%的轴承钢中的碳化物颗粒尺寸分别为0.6 μm和1.4 μm的钢材进行疲劳寿命试验，其结果见图13.4-23。从图13.4-23可见，细颗粒碳化物的平均寿命 L_{50} 是粗颗粒碳化物的2.5倍。日本不二越钢厂在研究轴承钢中的巨大碳化物时，测定了大块碳化物对滚动疲劳寿命的影响。试验取两组试料，一组铸态组织中存在有70 μm × 20 μm的大块碳化物，不均匀化处理直接进行锻造—正火—球化退火，制成有大块碳化物的试料；另一组铸态组织中没有大块碳化物，经锻造—球化退火制成没有大块碳化物的试料。两组试料同时经840℃ × 15 min油淬、160℃ × 1 h回火，硬度达到63 ~ 64HRC。试样在最大接触压力为4 900 MPa的负荷下转动，求得转动面出现剥落时的转数和时间。结果示于图13.4-24。可以看出，没有大块碳化物的材料，平均寿命为102 h 50 min，而有大块碳化物的材料为49 h10 min，前者是后者的2.1倍。

轴承钢经淬火后其组织由隐晶马氏体和碳化物所组成，碳化物的颗粒大小对轴承钢的疲劳寿命有直接的关系，但碳化物颗粒的平均间距对轴承钢的疲劳寿命也有直接的关系。日本不二越钢厂在研究轴承钢的碳化物时，用碳化物的平均间距（MSP）来表征轴承钢中碳化物的不均匀性，并测定了MSP与疲劳寿命的关系，并建立起MSP和疲劳寿命的回归方程为：$y = 435.12 \times 10^6 - 98.25 \times 10^6 x$，式中 y 为疲劳寿命，x 为碳化物颗粒平均距离，μm。图13.4-25表示碳化物颗粒的平均间距（MSP）与疲劳寿命的关系。从图13.4-25可以看出，随着碳化物颗粒平均间距增大，疲劳寿命降低。碳化物的平均间距是轴承钢碳化物不均匀性的标志。

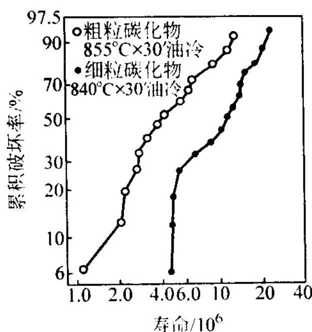


图 13.4-23 碳化物颗粒对疲劳寿命的影响

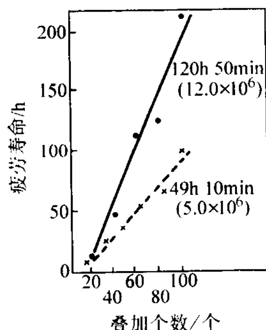


图 13.4-24 大块碳化物对接触疲劳寿命的影响

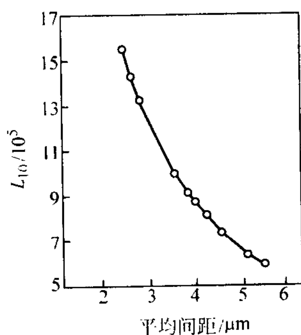


图 13.4-25 碳化物颗粒平均间距与疲劳寿命的关系

从上可以看出，轴承钢的碳化物液析、碳化物带状和碳化物网状对轴承钢的疲劳寿命有非常大的危害性。为提高轴承钢的接触疲劳寿命，提高轴承的使用寿命和可靠性，国内外对提高轴承材料的均匀性，得到细小、均匀分布的碳化物都进行了许多工作，并取得了很大的成绩，但还需进一步减少和消除轴承钢中碳化物不均匀性。为此还需在轴承钢的冶炼、铸锭、热加工和热处理等方面的设备和工艺上多做工作，以便获得更高质量的轴承钢。

2 轴承钢的冶炼与压力加工

轴承钢的冶金质量对其接触疲劳寿命具有重要的影响，轴承钢的冶金质量最关键的指标是纯洁度和均匀性。为提高轴承钢的纯洁度和均匀性，国内外都进行了大量的研究，并取得了显著的效果。其中超高功率电弧炉冶炼、炉外精炼技术、连铸技术、轧制技术以及连续式退火设备及工艺等的推广使用，使轴承钢的冶金质量得到很大的提高。代表纯洁度的氧含量和非金属夹杂物含量大幅度下降，碳化物不均匀性得到改善，因此轴承钢的接触疲劳寿命和轴承的使用寿命和可靠性得到大幅度提高。可以说轴承钢产品的质量水平，主要取决于工艺装备、工艺技术以及在线检测装置的先进性。

2.1 轴承钢的冶炼与浇铸

随着科学技术的发展，对轴承钢的质量提出了越来越高的要求，传统的炼钢方法如转炉、电弧炉单炼冶炼出来的钢，其气体、非金属夹杂物、化学成分的波动范围都不能满足要求。另一方面高功率、超高功率电弧炉的出现，为了最大限度地利用变压器功率，客观上也要求将传统的集熔化、氧化和还原精炼于一炉的老三段式操作技术，改为电弧炉内熔化废钢，精炼移至精炼炉中进行，然后进行真空脱气的新型的轴承钢的生产工艺。在电弧炉、转炉之外，加上必要的装置，对初炼钢液进行精炼，这一过程统称为炉外精炼。

2.1.1 轴承钢的炉外精炼

轴承钢的炉外精炼多采用超高功率大容量的电弧炉作为初炼炉→LF 精炼炉→RH 或 VD 真空脱气。采用上述工艺路线可以获得高质量的轴承钢。

(1) 初炼炉——超高功率大容量电弧炉

目前世界上采用电弧炉生产轴承钢的企业多采用超高功率、大容量、偏心炉底出钢的电弧炉进行生产。电弧炉的生产也有一个发展过程。电弧炉的冶炼其炉型由小型化向大型化发展，冶炼功率向超高功率方向发展，由多功能向单一功能发展，采用无渣出钢代替钢渣混出。我国长期以来轴承钢的生产采用 10 ~ 30 t 的小容量电弧炉在大气下进行熔炼，由于炉子小，除渣问题没有得到解决，所以没有摆脱集熔化、氧化和还原于一炉的老三段式操作技术。采用此种工艺生产的轴承钢钢中氧含量高，非金属夹杂物特别是氧化物夹杂较多，其纯洁度很差。不但冶金质量水平低，而且生产效率低，吨钢能耗高，成本大。进入 20 世纪 80 年代以后我国轴承钢生产企业进行了大规模的改造，纷纷从国外引进了一批 50 ~ 100 t 的先进的超高功率熔炼，偏心炉底出钢的现代化的电弧炉，使轴承钢的生产能力和质量水平得到了很大的提高。电弧炉的生产能力决定于炉容量与单位输入功率，单位功率生产能力随容量的增大而提高。容量过小，不仅生产效率低，技术经济指标差，而且后步配备钢水炉外精炼及其他设施也困难。故自 70 年代以来，许多国家逐渐淘汰了 30 t 以下的小电炉，日本至 1980 年共淘汰了 281 座。但容量在 150 t以上的电炉往往不能充分显示超高功率的优点，80 年代以来绝大多数都在 50 ~ 150 t 范围内。

电弧炉功率的提高，造成钢水在炉内的停留的时间缩短，大大减少了热量的散失，从而降低了炼钢能耗，其电耗从 20 世纪 50 年代的 1 000 kW·h/t 降低到 80 年代末的 350 kW·h/t 的水平，并可以大大提高生产率。电弧炉生产效率由 60 年代前期的 15 ~ 25 t/h 提高到 80 年代的 100 t/h，连续两次出钢之间的时间也由 240 ~ 360 min 降低到 55 ~ 60 min。由于高功率技术的出现，给炼钢技术带来了一系列的变化：如水冷炉壁和水冷炉盖技术解决了在高功率操作时，电弧对炉壁和炉盖的强烈辐射引起的耐火材料的熔损；泡沫渣埋弧技术；无渣出钢技术；氧燃技术；电弧炉搅拌技术；废钢预热技术等。

超高功率电弧炉目前广泛采用偏心炉底出钢技术，采用此技术可以实现无渣出钢。附设偏心炉底出钢的电弧炉的示意图见图 13.4-26。采用无渣出钢技术主要是为了适应超高功率技术和二次精炼的需要，由于电弧炉实现超高功率化之后，如果将还原期仍留在炉内进行，就会造成变压器的浪费，如果将还原期转移到精炼炉中进行，氧化渣就不能进入精炼炉中，因此无渣出钢就十分必要了，采用偏心炉底就可以实现无渣出钢。由于氧化渣不进入精炼炉，因此合金收得率和脱氧剂收得率高，钢水不会回磷，脱氧和脱硫更容易。

(2) 轴承钢炉外精炼技术和装备的发展

随着近代科技的不断进步，轴承钢炉外精炼也发生了巨大变化，并且其精炼比也得到很大的提高，日本的轴承钢精

炼比几乎达到100%。轴承钢炉外精炼的技术和装备的发展经历了下列的几个过程：

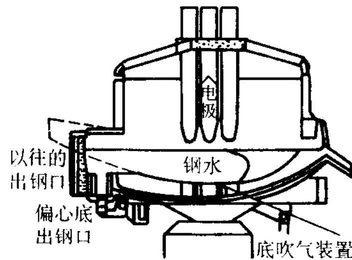


图13.4-26　附设偏心炉底出钢装置和底吹装置的电弧炉

1）真空循环脱气法（RH法）在轴承钢生产中首先被应用，由于缺少加热设备，目前RH法作为单一的炉外精炼法已被逐渐淘汰　SKF公司20世纪60年代以前，主要采用酸性平炉（AOH）冶炼轴承钢，后来由于低P、S铁矿的资源不足，并且生产效率低，到了70年代该公司便淘汰了（AOH）工艺。60年代到70年代，SKF公司首先采用BEA（非真空碱性电弧炉）+RH工艺生产轴承钢。1967年我国大冶钢厂也从德国引进第一代RH真空处理设备与平炉配套生产轴承钢。RH法的工作原理图见图13.4-27、从图13.4-27可见，这种真空脱气设备没有加热功能，因此其脱气与精炼时间受初炼钢液温度的制约，脱气钢的质量波动性较大，尽管与大气溶炼的电炉钢相比较，其清洁度大为提高，但作为单一的炉外精炼技术还是被逐渐淘汰。

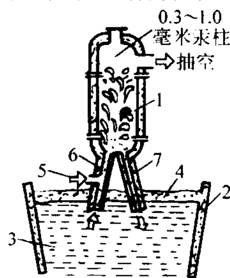


图13.4-27　真空循环脱气法原理图

1—真空室；2—盛钢桶；3—钢液；4—渣
5—驱动气体；6—上升管；7—下降管

2）ASEA+SKF钢包炉真空脱气精炼法（SKF-MR工艺）在轴承钢生产中得到应用　1965年ASEA（通用电气公司）和SKF公司合作建成ASEA+SKF钢包炉精炼法，此种方法有真空、加热和搅拌功能，从而满足了精炼过程中应有的热力学和动力学条件，专用于精炼轴承钢。1972年SKF公司又开发出双壳型电炉（有两个炉体）熔炼工艺与装备，至此SKF公司首先使用了SKF双壳炉熔炼（M）与ASEA+SKF钢包精炼（R）两者相匹配的双联工艺，从而形成了举世闻名的SKF-MR（熔炼+精炼）炼钢工艺，其示意图见图13.4-28。

该工艺流程为：双壳炉熔炼→除渣→电磁搅拌→加热→脱氧→合金化→脱硫→真空脱气→模铸3.4 t锭。在上述工艺中，除脱磷外，熔炼后所有工序均可在钢包炉内完成，在钢包内可以加热，利用铝沉淀脱氧，配以强烈的电磁搅拌，使脱氧产物有充分的时间分离，可以使氧含量和夹杂物达到极低的程度。

3）LF炉（钢包炉）-RH炉（或VD炉）处理的二次精炼工艺的开发和应用　继ASEA—SKF钢包炉之后，美国芬克尔父子公司于1967年在钢包吹氩、搅拌、真空脱气法基础上增加电弧加热装置，发展成低真空下电弧加热与氩气搅拌，在真空下脱气的Finkl-MOHR钢包炉（也称VAD）。60年代尚有VOD、AOD等钢包精炼炉。

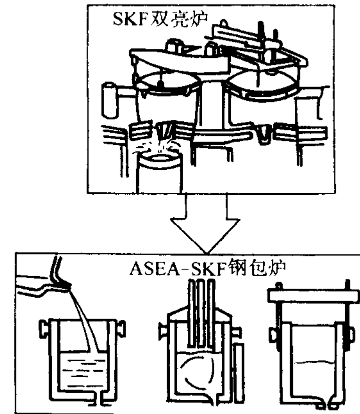


图13.4-28　SKF-MR法（一个SKF双壳炉和一个ASEA-SKF钢包炉）**示意图**

日本于20世纪70年代引进ASEA-SKF钢包炉后，并在VAD、VOD等精炼装置的基础上，发展了一种新型式的钢包炉，简称LF炉（源于英文“Ladle Furnace”钢包炉的字头）。并自称是以上3种炉外精炼装置的改进型，既兼有3者的长处，又避免了其中的技术难关。其特点为常压下埋弧加热，氩气搅拌，炉渣精炼和真空脱气等。LF炉其造价为ASEA-SKF钢包炉的1/3，为VAD的1/2，且维修方便，操作可靠，具有很大的实用价值。

我国第一台自行设计制造的LF精炼钢包炉于1982年在上海五钢投入生产，其容量为40 t，具有真空、加热、扒渣、搅拌、真空加料仓、吹氧和熔炼过程监控系统装置。这种精炼方法在中国和日本以及世界上许多地方都得到了广泛的应用。国内、外应用LF炉作为炉外精炼炉的情况见表13.4-13。从表13.4-13可见，目前世界上绝大多数国家多采用LF炉作为炉外精炼炉使用。LF炉外精炼后，日本多采用RH真空脱气，而我国和西欧各国多采用VD炉进行脱气。从脱气效果看RH比较好，但VD炉造价低，并且脱气效果也不错，因此采用LF+RH或LF+VD生产轴承钢，均可取得满意的效果。

表13.4-13　国内外LF炉情况表

国　家	厂　家	超高功率电弧炉公称容量/t	LF炉容量/t	配RH或VD真空脱气
日　本	山阳特殊钢公司	90	100	100 t RH
	爱知制钢	80	80	80 t RH
	大同特殊钢厂	70	70	70 t RH
意大利	ABS特殊钢厂	80	80	80 t VD
	BOLZANO钢公司	45	50	50 t VD
德　国	维腾厂	110	110	110 t VOD
	克鲁伯西根厂	140	140	140 t RH、140 t VOD各1

续表 13.4-13

国 家	厂 家	超高功率电弧炉公称容量/t	LF炉容量/t	配RH或VD真空脱气
中 国	上海五钢	—	100	100 t VD
	抚顺钢厂	50	60	60 t VD
	齐齐哈尔钢厂	45	60	60 t VD
	大冶钢厂	60	60	60 t VD

采用炉外精炼工艺生产轴承钢，具有以下3个优点。

① 提高轴承钢的质量，可以生产高纯洁度的轴承钢 在钢液炉外精炼过程中，具有真空、加热、搅拌三要素，促使钢液成分和温度均匀；碳氧反应可以降低溶解氧或通过搅拌的强烈紊流流动，促使氧化物夹杂物的凝聚、析出，而降低钢中氧含量和改善钢的纯洁度；利用降低系统压力，促使液相和气相之间的物质交换，降低钢液的氢含量，防止“白点”缺陷的产生。国外轴承钢的氧的质量分数普遍降到10×10^{-6}以下，并可达到5×10^{-6}以下，其波动范围小，可以稳定地保证在低氧含量的水平。我国以前采用电炉单炼的钢中氧含量普遍在30×10^{-6}以上，采用炉外精炼后许多厂家的钢中平均氧含量也已降到10×10^{-6}左右，并可达到5×10^{-6}，但我国轴承钢中的氧含量波动范围较大，稳定性较差，有待进一步提高。

② 优化工艺流程，进一步提高生产率，节能降耗，降低生产成本 采用钢液炉外精炼方法后，电弧炉仅起到熔化器的作用，特别是采用超高功率电弧炉熔炼轴承钢时，可以充分发挥变压器的能力，提高电弧炉的劳动生产率，许多电弧炉的功能转移到精炼炉内完成，由于优化了冶金工艺流程，提高了初炼炉的产量，减少了废品，提高了质量，提高了初炼炉的炉龄，提高了合金收得率，因而降低了能耗和成本，经济效益显著。

③ 钢液炉外精炼为炼钢—连铸—铸坯热装——轧制的短流程生产工艺提供了促证 采用炉外精炼可以保证连铸钢液顺利进行并可以进行多炉连浇，并且对连铸钢液所要求的纯洁度、化学成分的均匀性、准确性得到严格的控制。由于钢的成分可以准确控制，并且可以很大程度上去除钢液中的氧、氢、氮和硫以及Al_2O_3团絮状夹杂物，可以使连铸得以顺利的进行，并可以得到良好的铸坯质量，因此可以直接和连续轧制的高温相连接。钢液进行炉外精炼是实现优质、高产、低耗的现代冶金系统工程不可代替的生产工序。

(3) 轴承钢的浇注

1) 轴承钢的模铸

① 模铸方法 模铸方法有上注和下注，轴承钢的浇注在我国完全采用下注。下注用锭模底板的配置普遍采用放射形，同一底板上锭模的中心与中注管中心保持等距，并力求最短，中注管高出保温帽一般约400~600 mm，迫使钢液在足够的压力下流入模内，保证同一底板上钢锭的质量基本相对均匀。

② 铸温和铸速 高碳铬轴承钢容易产生轴心偏析，因此只有用合理的铸温与铸速相匹配，才有可能将偏析缺陷的发展降到最低水平。此类钢在凝固过程中由于热应力作用和相变应力作用的叠加易导致应力裂纹的产生，同时由于高碳钢易产生缩孔、疏松等缺陷，更需要合理的铸温、铸速。铸温和铸速对皮下夹杂的产生也起着重要的作用。

铸温应按下列公式确定：

$$T_{注} = T_{液} + \Delta T + K\ (t_1 + t_2)$$

式中，$T_{注}$为开始浇铸前钢包内钢液温度，℃；$T_{液}$为钢的液相线温度，℃；ΔT为最末一板要求的钢液过热度，℃（一般10~20℃，更低则更好）；K为钢包温降系数，℃/min。一般为：

钢包容量	无精炼调温	有精炼调温
小型包（≤25 t）	3~5℃/min	≤2℃/min
中型包	2~3℃/min	<1.5℃/min
大型包（>100 t）	≤2℃/min	<0.5℃/min

t_1为无精炼调温条件下，浇铸前的钢包镇静时间（min），有精炼调温时，$t_1=0$；t_2为总浇铸时间（min）与浇铸盘数有关，若为单盘浇铸，则$t_2=0$；当钢包容量烘烤温度和周转时间以及铸锭模和盘数已定，$T_{注}$即为精炼处理结束温度。

铸速的控制：

铸速用kg/min来计算，但现场为方便计，多采用钢液在模内上升的线速度，用mm/min来控制。其计算公式为：

$$v_{注} = H/t$$

式中，$v_{注}$为浇铸时模内钢液液面上升线速度，mm/min；H为锭身或保温帽高度，mm；t为锭身或保温帽浇铸时间，min。

锭身的浇铸可分为慢速（150~300 mm/min），中速（300~500 mm/min）和快速（>600 mm/min），对轴承钢一般采用慢速或中速。

保温帽的浇铸时间，一般波动在锭身浇铸时间的0.5~1.0倍，其计算式为：

$$v_{注} = H'/(0.5\sim1.0)t$$

式中，$v_{注}$为保温帽钢液面上升线速度，mm/min；H'为保温帽钢液应浇高度，mm；t为锭身浇铸时间，min；0.5~1.0为系数，小钢锭取下限，一般取0.4~0.8。

铸温和铸速的参数制订方法前面已述，但实际参数的确定很难准确划一，只能结合具体条件在大量的实践的基础上进行优化。

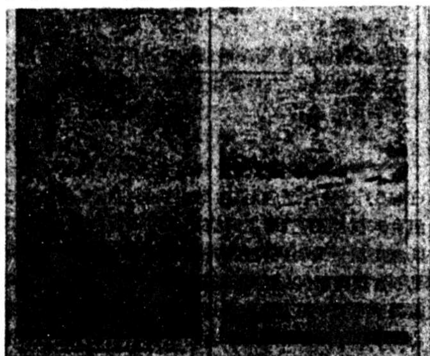
③ 轴承钢用钢锭模 钢锭模是钢液凝固成型的结晶器，锭模的设计和参数选择，对钢锭的质量起着重要作用。在钢液一定品质的条件下，合理的锭型对轴承钢的品质起到一定的保证作用。一般情况下，合理的小断面钢锭（包括合理的扁锭），冷却速度快，有利于抑制偏析的作用，但小钢锭的生产组织和操作复杂、效率低，合理的大断面虽然冷却速度较慢，但由于有利于偏析元素的扩散，亦能获得较好的凝固组织。大断面钢锭生产效率高，更可借助大的压缩比改善钢的质量。有关资料对1.7~4.1 t的钢锭进行解剖分析试验，结果表明，其夹杂物的分布特征及级别，对于1.7~2.86 t锭型无明显差异，而4.5 t锭型的非金属夹杂物平均级别较高，只有25%炉号的氧化物未超过3级，50%的炉号超过3~3.5级。根据我国多年的实践证明，既要考虑到锭型的大小，又要考虑到适当大的压缩比，以保证产品的最终质量和较好的经济效益，通常采用3.5 t锭型为宜。瑞典SKF公司选取带双锥度的3.3 t方锭型。

2) 高碳铬轴承钢的连铸 轴承钢连铸技术的研究和发展始于20世纪60年代，随着超高功率大容量电弧炉和炉外精炼技术以及连铸技术的进步，尤其是大型连铸机的建造，以及三段电磁搅拌和轻压下技术的应用，使采用大截面的立式及弧型连铸机生产轴承钢成为可能。70年代末取得了突破性的进展，目前除轴承滚动体用料外，均可采用连铸工艺进行生产。日本的轴承钢连铸比在80%以上，在德国、美

国、英国、法国和前苏联及匈牙利等国也得到了应用。国外轴承钢的连铸坯比较大，如日本山阳特殊钢公司的轴承钢连铸坯最大截面为 380 mm×490 mm，为立式三流，并采用三段电磁搅拌。爱知制钢和大同特殊钢公司均采用 370 mm×480 mm 截面的二流弧型连铸机。日本山阳特殊钢和大同特殊钢公司试验结果表明，由于连铸过程避免了钢液二次污染和耐火材料的污染，连铸轴承钢的氧含量比相同条件下模铸材平均降低 2.5×10^{-6}（质量分数）。由于连铸过程控制了钢中氧含量和结晶条件，其夹杂物含量明显低于模铸材，并且分布均匀，很少见到成串的氧化物，因此其接触疲劳寿命明显得到提高。此外连铸可使成材率提高约 10%，为红送连轧配套，节能降耗，具有明显的经济效益。

我国轴承钢连铸技术的开发始于 20 世纪 70 年代，由于当时冶炼方法和工艺装备的限制，钢液清洁度水平低，连铸机结晶截面过小，造成钢坯低倍缺陷严重。进入 80 年代以来我国大冶钢厂、陕西钢厂、上海五钢、抚顺钢厂以及西宁钢厂和一些地方钢厂相继引进一批连铸机，并且都进行了连铸轴承钢的技术研究和现场工艺生产，取得了不同程度的进展，其拉坯技术、表面质量基本达到要求，采用二段式电磁搅拌技术的试验炉号，低倍组织和偏析都有较大的改善。刚开始时多采用比较小的连铸坯断面，其断面面积大多为 40 000 mm^2 左右，但随着工作的深入，目前许多企业都采用了比较大的断面面积的连铸坯。如兴澄钢铁有限公司采用 300 mm×300 mm 方坯的连铸坯；抚钢采用 280 mm×320 mm 的连铸坯；而大冶特钢公司采用国产三流 350 mm×470 mm 的连铸坯，其冶金质量也得到很大的改善，中心疏松基本在 1 级，有的可以达到 0.5 级。

近年来为改善连铸坯的质量，电磁搅拌技术已被广泛应用，并且由单一式的搅拌工艺发展成组合式搅拌工艺。对于高碳铬轴承钢，为得到良好的表面、皮层、凝固结构以及中心疏松和中心偏析，须采用组合式三段电磁搅拌工艺。通过调整每段搅拌器的位置和强度以及搅拌方式（纵向搅拌、旋转搅拌），对疏松、偏析和碳化物质量都可得到满意的结果。日本通过采用 M+F（M 代表结晶器内电磁搅拌，F 代表凝固末端电磁搅拌）电磁搅拌和无搅拌相比，其中心偏析水平得到很大的提高。国外许多厂家采用连铸生产轴承钢时，多采用轻压下技术，采用这种技术对于改善钢的低倍组织和中心偏析起到了很好的作用。图 13.4-29 表示用轻压下改善低倍组织的情况，轻压下明显改善中心疏松。文献［33］的试验结果表明，用连续变形消除大连铸坯中心偏析所致的轴承钢材中心 B 类夹杂物级别比传统连铸更低，如图 13.4-30 所示。上述情况说明采用高碳铬轴承钢传统法进行连铸，采用电磁搅拌和轻压下工艺，尚不能根除中心偏析。



（a）有轻压下　　（b）无轻压下
（减面率 2%，$f_s=0.4$）

图 13.4-29　用轻压下改善低倍组织
（轴承钢 1%C，$v_C=0.40$ m/min）

轴承钢采用连铸技术以后，其冶金质量较模铸材更高。因为连铸过程采用钢包与中间包之间密封，保护渣和保护气氛下浇注，以及电磁搅拌、轻压下工艺技术的应用，同时浇注时钢液不与耐火材料接触，所以其纯洁性更高，对提高钢的性能更有益。连铸轴承钢的质量水平如下所述。

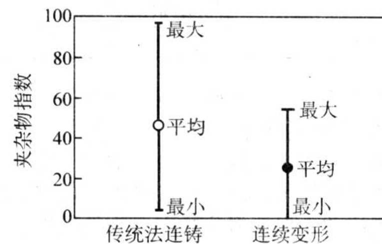


图 13.4-30　φ65 mm 轴承钢棒材中心 B 类夹杂物指数

① 氧含量可以降低　日本山阳特钢公司和大同特殊钢公司试验指出：由于连铸过程避免了钢液二次氧化和耐火材料的污染，连铸高碳铬轴承钢的氧含量比相同条件下模铸材平均降低 2.5×10^{-6}（质量分数），见表 13.4-14。

表 13.4-14　连铸材与模铸材氧含量　10^{-6}

钢材	头坯/头部	中坯/中部	尾坯/尾部	平均
连铸材	7.2	6.6	7.4	7.1
模铸材	9.4	9.8	9.6	9.6

② 氧化物夹杂减少，分布均匀　由于连铸过程中控制了钢中氧含量、结晶条件，其夹杂物含量明显少于模铸材，且分布匀匀，很少见到成串的氧化物夹杂。图 13.4-31 表示大同特殊钢公司炉外精炼渗碳轴承钢连铸材与模铸材的夹杂物分布。

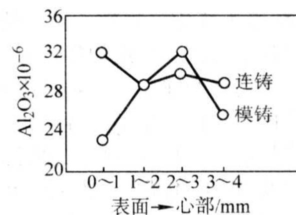


图 13.4-31　连铸材横截面夹杂物的分布

采用电解分析法对连铸材和模铸材的氧化物夹杂物进行分析，二炉连铸材和一炉模铸材的氧化物夹杂物的总量（质量分数）分别为 0.001 85%、0.002 02% 和 0.002 51%，Al_2O_3 氧化物夹杂物的含量（质量分数）分别为 0.000 4%、0.000 51% 和 0.000 94%。说明连铸材的氧化物含量较模铸材为低，采用定量金相法对两种材料的非金属夹杂物进行测定，结果见表 13.4-15。从表 13.4-15 可见，连铸材的氧化物夹杂物的玷污面积、最大直径和平均直径均小于模铸材。

表 13.4-15　GCr15 轴承钢氧化物夹杂物定量金相检验结果

炉号	生产工艺	沾污面积/%	最大直径/μm	平均直径/μm
954-0830	连铸	0.016 7	6.25	2.61
954-0251	连铸	0.011 7	5.44	2.41
952-2829	模铸	0.019 1	7.20	2.85

③ 接触疲劳寿命可以提高　连铸材由于氧含量低，氧化物夹杂少，并且分布均匀，使钢的接触疲劳寿命显著提高。资料［34］的试验结果见表 13.4-16。从表可见，无论是横断面和纵断面，连铸材的额定疲劳寿命 L_{10} 均有所提高。图 13.4-32 也示出同样的结果，连铸材的额定寿命 L_{10} 比模铸

材高。

表 13.4-16 轴承钢的接触疲劳寿命 L_{10} 10^6

状 态	横断面	纵断面
连铸材	7.6 ~ 27	33 ~ 41
模铸材	7 ~ 20	4.2 ~ 24

注：试验条件 最大接触应力为 4 900 MPa，转速为 1 800 r/min。

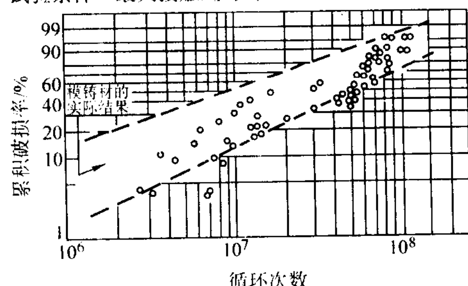


图 13.4-32 模铸材与连铸材（SUJ）转动疲劳寿命的对比
（试验机 径向式；转速 46.240 r/min；
负荷 5 880 MPa；润滑油 56 号透平油）

在我国对于连铸材的接触疲劳寿命也进行了比较深入的研究，资料［35］对上海五钢生产的连铸材和模铸材进行了接触疲劳寿命对比试验，试验结果见图 13.4-33 和图 13.4-34。从图可见 ϕ35 mm连铸材的额定寿命 L_{10}是 ϕ35 mm 模铸材的 1.3 ~ 1.37 倍；ϕ50 mm 连铸材的额定寿命 L_{10}是 ϕ50 mm模铸材的 1.87 ~ 1.91 倍。连铸材的 Weibull 斜率 α 明显大于模铸材，说明连铸材的质量稳定性高。

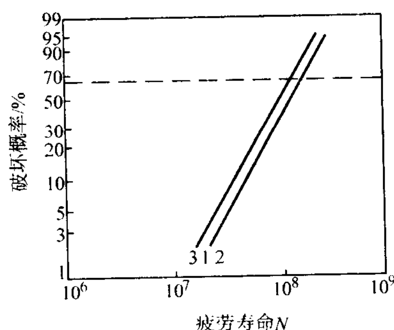


图 13.4-33 ϕ35 mm 材接触疲劳寿命的 Weibull 曲线图
1，2—连铸材；3—模铸材

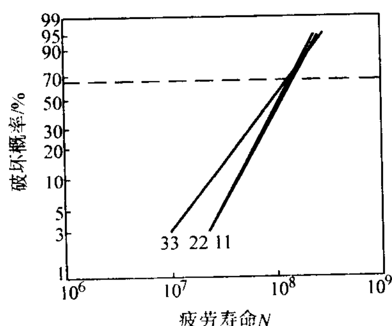


图 13.4-34 ϕ50 mm 材接触疲劳寿命的 Weibull 曲线图
11，22—连铸材；33—模铸材

某文献对冶钢采用电磁搅拌和不采用电磁搅拌的连铸轴承钢和模铸材进行接触疲劳寿命对比试验，结果如图 13.4-35 所示。从图 13.4-35 可见，电磁搅拌和未采用电磁搅拌的连铸材的额定寿命 L_{10}基本相同，分别为 3.29×10^7 和 3.21×10^7，而模铸材的 L_{10}为 2.36×10^7，连铸材的寿命是模铸材的 1.35 ~ 1.38 倍，平均寿命 L_{50} 连铸材是模铸材的 1.85 ~ 3.2倍。

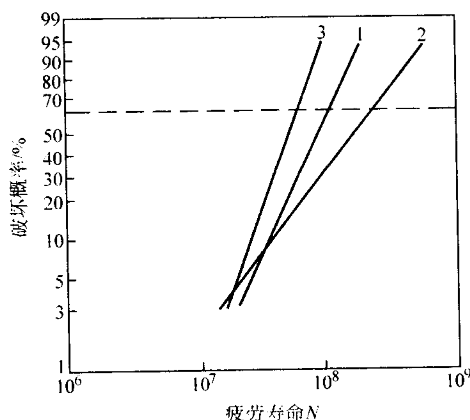


图 13.4-35 接触疲劳寿命试验 Weibull 曲线
1—连铸、电磁搅拌；2—连铸、未电磁搅拌；3—模铸材

2.1.2 轴承钢的特种冶炼工艺

目前世界上通用的高碳铬轴承钢多采用炉外精炼技术进行生产。但也有许多使用部门对高碳铬轴承钢有许多特殊的要求。也有许多特殊条件下使用的钢种如高温轴承钢、不锈轴承钢以及渗碳轴承钢等，要求采用特殊的冶炼工艺进行生产。因此国内外对轴承钢的冶炼除采用炉外精炼外，还采用特种冶炼工艺如电渣炉重熔、真空感应炉熔炼、真空自耗炉重溶、以及真空感应炉 + 真空自耗炉重熔的“双真空”熔炼和电渣炉重熔 + 真空自耗炉重熔以及电子束炉重熔等。目前在我国多采用电渣炉重熔工艺和真空感应炉 + 真空自耗炉重熔（双真空）工艺，生产高质量的轴承材料。

（1）轴承钢的电渣重熔

电渣冶炼方法是从 1940 年霍普金斯的一项专利发展起来的，后来苏联人广泛地用于电渣焊接，并发展为电渣冶炼。在我国用电渣重熔方法生产轴承钢始于 20 世纪 60 年代，目前军用甲组高碳铬轴承钢和渗碳轴承钢以及高温轴承钢、不锈轴承钢都需采用电渣重熔进行生产。电渣重熔的锭型一般在 1.0 ~ 3.0 t之间，圆形或方拱形两种，扁锭采用较少。电渣重熔的自耗电极大多采用电弧炉冶炼，铝脱氧后的铸、轧、锻坯。电渣过程是利用电能将上述自耗电极棒在过热的熔渣池内熔化、提纯，接着在水冷结晶中强制冷却凝固成锭的一种重熔自耗精炼的过程。其简单原理图见图 13.4-36。电渣重熔集精炼和铸锭于一体，具有一系列优点，电渣重熔有许多精炼渣系和炉型可供选择，其自耗电极表面处理要求不那么严格。电渣重熔去除夹杂物的功能及优良的铸态组织，是提高轴承钢质量和性能的最有效的手段，是一种特别适用于优质轴承钢的冶炼方法。

电渣重熔的关键在于熔渣的类别和性能。熔渣起着发生电阻热的作用，同时有提纯、净化、精炼金属的功能。结晶器壁与钢锭之间的渣壳厚薄不但影响电渣锭的表面质量，同时也影响冶炼过程的热分布，从而影响到钢锭的组织结构。熔渣的组成有萤石（CaF_2）、Al_2O_3、石灰（CaO）、镁砂（MgO）和硅石（SiO_2）等。对于轴承钢的电渣重熔，应用最普遍，最具代表性的渣系是质量分数为 CaF_2 70%、Al_2O_3 30%的二元渣系，简称“三·七”渣系。这个渣系具有较强的脱硫及去除夹杂物的能力，并能满足宏观检验无发纹的要求，适用于轴承钢的生产。但这个渣系也存在许多缺点，如这个渣系在冶炼过程中挥发出大量的氟化物污染环境；熔渣

的比电导大，为稳定重熔过程，必须采用低电压、大电流，因而影响生产效率，造成电耗过高；在冶炼过程中，熔渣的成分要发生变化，对冶炼工艺的稳定产生影响；渣系中含有30%的 Al_2O_3，电渣重熔后残留于钢中的是大量脆性铝酸盐及刚玉类夹杂物，对轴承钢的疲劳寿命很不利。虽然这个渣系至今仍广泛地用于轴承钢的生产，但亟待有新的渣系取代。为了使脱硫能力增强，有的冶金企业也采用过质量分数为 CaF_2 65%、Al_2O_3 30%、CaO 5%的渣系，其工艺性能与二元渣系基本相当，可以视为同一渣系。除常用的“三·七”渣系以外，我国还研发过 CaO - SiO_2 的 CT 渣系，但在我国并未得到推广应用。针对二元渣系的一系列缺点，还研制了多元渣系 CaF_2 - Al_2O_3 - CaO - MgO - SiO_2。但由于此系列渣系中含有较高的 CaO，因此会使电渣重熔的轴承钢中出现点状夹杂物。如原苏联梅多瓦尔采用 CaO - Al_2O_3 渣系电渣重熔轴承钢，其点状夹杂物平均级别要高一倍。因此我国目前冶金企业冶炼高碳铬轴承钢仍广泛采用二元渣系。此外为改变电渣重熔轴承钢的夹杂物类型，研制了低碱度的弱酸性渣系。针对目前轴承钢普遍采用铝作为自耗电极的终脱氧剂，二元渣系重熔，自耗电极和重熔钢中的非金属夹杂物主要是铝酸盐、刚玉类的脆性夹杂物。如果采用 Si - Fe、Si - Ca 或其他脱氧剂代替铝作为自耗电极冶炼时的脱氧剂，用较高的含 SiO_2 的渣系进行电渣重熔，则可将钢中以 Al_2O_3 为主的脆性夹杂物转变为以硅酸盐为主的塑性夹杂物，从而提高轴承钢的接触疲劳寿命。采用 Si - Ca、Fe - Si 代替铝作为自耗电极冶炼的脱氧剂，再用表 13.4-17 所示的低碱度渣进行电渣重熔轴承钢是今后电渣重熔轴承钢生产的一个方向。

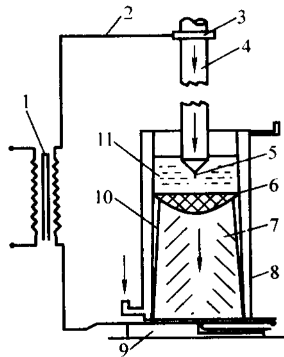


图 13.4-36 电渣重熔原理示意图

1—变压器；2—短网；3—卡头；4—自耗电极；5—熔化液层与熔滴；6—金属熔池；7—电渣锭；8—结晶器；9—底水箱；10—渣皮；11—渣池

表 13.4-17 电渣重熔 GCr15 的低碱度（弱酸性）渣系（质量分数） %

渣系代号	CaF_2	Al_2O_3	CaO	SiO_2	MgO
SRA - 4	55	10	10	25	—
SRA - 5 - 2	45	15	15	20	5
SRA - 5 - 3	45	20	10	20	5
SRA - 3	20	—	40	40	—

电渣重熔轴承钢的主要优点是它的纯洁度高，非金属夹杂物特别是钢中氧化物夹杂比较细小，分布比较均匀。钢中碳化物偏析可以得到明显的改善，钢的致密度高，钢的宏观组织也得到明显的改善。电渣重熔冶炼具有如下优点。

1）钢的致密度可以提高，钢的结晶组织良好　标志钢的组织致密度的密度，电渣重熔和电弧炉冶炼的 GCr15 轴承钢分别为 7.850 g/cm^3 和 7.824 g/cm^3。某文献对 GCr15 轴承钢进行两种冶炼工艺生产的钢锭进行解剖，结果表明，电渣锭剖面的全锭几乎皆为柱状晶，与锭轴夹角为 15° ~ 30°，枝晶密度为 1.3 ~ 1.6 根/mm，其等轴晶区位于锭中心下部区域及补缩区，疏松不明显。而电弧炉的钢锭其柱状晶近于垂直表面，夹角 65° ~ 90°，最长柱状晶达 85 mm，等轴晶区位于锭中心部，约占锭剖面的 3/5 ~ 3/4，全部为等轴晶，中心疏松严重，孔洞达 1 ~ 2 mm。

2）钢中夹杂物可以减少，洁净度可以提高　采用电解分析法测定了上述两种工艺生产的钢锭的稳定夹杂物的平均总含量，结果表明，电渣锭的稳定夹杂物的平均总含量和电弧炉锭中的稳定夹杂物的总质量百分含量分别为 0.005% 和 0.055%，后者是前者的 10 倍。并且电渣锭的夹杂物比较细小，分布比较均匀。

3）钢中碳化物颗粒比较细小，分布比较均匀　对采用软化退火的上述两种锭的心部碳化物颗粒进行测定，结果表明，电渣锭中心最大块状碳化物颗粒的直径为 53 μm，而电弧炉锭的最大碳化物颗粒直径为 145 μm，后者的碳化物颗粒尺寸是前者的 2.7 倍。

4）接触疲劳寿命可以提高　采用电渣重熔法生产和电弧炉—LF 炉—VD 炉生产的 GCr15 轴承钢，虽然电渣锭氧的质量分数为 18.6×10^{-6}，炉外精炼钢的氧含量为 8.2×10^{-6}（见表 13.4-9），但由于电渣钢中的结晶条件较好，钢中氧化物夹杂的尺寸比较细小，并且组织致密，碳化物也比较细小，分布比较均匀，因此电渣钢的额定寿命 L_{10} 为 17.16×10^6，中值寿命 L_{50} 为 80.38×10^6，而炉外精炼钢的 L_{10} 为 12.40×10^6，L_{50} 为 62.91×10^6，前者的 L_{10} 是后者的 1.4 倍，前者的 L_{50} 是后者的 1.3 倍。

目前采用电渣重熔法生产轴承钢的弱点是，钢中残余夹杂物大多是 Al_2O_3 型的脆性夹杂物，阻碍着接触疲劳寿命的进一步提高。由于气 - 渣 - 金属相的反应几乎达到了平衡，目前在大气熔炼下钢中的氧的质量分数一般在 $(20\sim30)\times10^{-6}$，很难再进一步地降低。因此为进一步提高电渣钢的质量首先应采用炉外精炼工艺生产的自耗电极，同时改变脱氧制度，最好采用无铝脱氧轴承钢。在电渣冶炼工艺上可采用低碱度渣，将残留在钢中的脆性夹杂物改变为以硅酸盐为主的塑性夹杂物。还可采用扁锭以进一步改善钢中碳化物的偏析。采用保护气氛装置以保证重熔过程中不增加钢中的氧含量。

（2）真空感应 + 真空自耗重熔的“双真空”工艺

随着空间技术和航空技术以及精密机械和计算机技术的飞速发展，对航空轴承和精密轴承的质量要求越来越高，对其使用寿命和可靠性提出更高的要求。因此要求轴承用钢性能的稳定性、均匀性、可靠性及接触疲劳性能更加严格。目前的电渣重熔工艺和一般真空一次熔炼或重熔方法已难于满足其综合性能的要求。为满足上述要求，国内外对各种真空双联工艺进行了广泛的研究。其中采用真空感应炉熔炼自耗电极坯，再经真空自耗炉重熔，简称“双真空熔炼”工艺，得到比较广泛的应用。美国宇航标准关于航空轴承用钢中的高碳铬轴承钢 52100、高温轴承钢 M50 和高温渗碳轴承钢 M50NiL 都规定需采用双真空工艺进行熔炼。我国 2000 年制订的航空发动机用的高碳铬轴承钢、高温轴承钢以及高温渗碳轴承钢的部颁标准也规定需采用双真空工艺进行冶炼，采用“双真空”熔炼工艺的优点是：

1）充分发挥了真空感应炉去除气体、去除非金属夹杂物和有害元素的能力，获得高纯度的自耗电极。

2）利用真空自耗炉重熔的二次提纯去除稳定夹杂物的能力强，并可进一步去除钢中的气体，水冷结晶器快速凝固及避免耐火材料的沾污，可以获得高纯度和高致密度及化学成分和显微组织均匀的轴承钢。

真空自耗电弧炉的熔炼原理图见图 13.4-37。从图 13.4-37 可见，真空自耗炉主要由装有水冷结晶器的抽锭系统，电极密封升降系统和真空系统构成。熔炼是在真空度为 1.33～0.0 133 Pa，低电压、大电流作用下，使自耗电极熔化的过程。在熔炼过程产生一系列的冶金物理反应，去除气体和非金属夹杂物，使重熔钢得到净化。水冷结晶器提高了冷却强度，改善了钢锭的结晶条件，可以改善碳化物偏析的程度，并将结晶前沿所有的非金属夹杂物驱赶到钢锭上部，为获得致密、均匀的铸态组织提供了良好的条件，且缩孔很小，低倍组织致密。

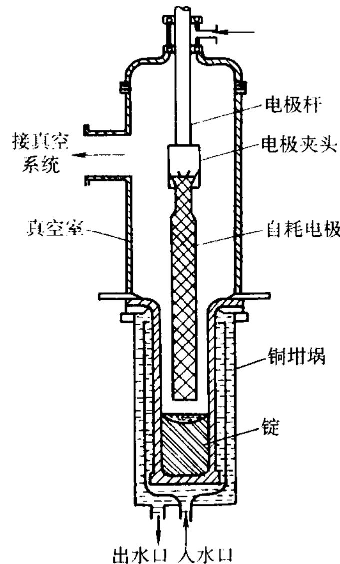


图 13.4-37　真空自耗电弧炉熔炼原理图

3）“双真空”工艺可以获得高纯度和高的接触疲劳性能的轴承材料　采用双真空方法熔炼轴承钢可以获得低氧含量的轴承钢，可以提高钢的各种性能以及接触疲劳寿命。如美国 Latrabe steel 公司用“双真空”法熔炼航空发动机用高温轴承钢，钢中气体含量达到电弧炉钢经 3 次真空自耗钢的水平，见表 13.4-18。其额定疲劳寿命比电弧炉 + 真空自耗钢提高 2 倍，如图 13.4-38 所示。

表 13.4-18　自耗电极熔炼方法对 M50 钢气体含量的影响

自耗电极熔炼方法	气体含量（质量分数）		
	[O] /10^{-6}	[N] /10^{-6}	[H] /10^{-6}
EF + 一次 VAR	37	80	1.8
EF + 二次 VAR	9	60	< 1.0
EF + 三次 VAR	5	50	< 1.0
VIM	20	80	< 1.0
VIM + VAR	6	60	< 1.0

我国也采用真空感应炉 + 真空自耗炉的“双真空”工艺生产航空发动机用高温轴承钢 Cr4Mo4V，并取得了显著的效果。某文献的结果表明，抚顺特钢采用双真空工艺生产的 HCr4Mo4V 钢中氧的质量分数可达到 5.8×10^{-6}，而采用电渣重熔工艺生产的 Cr4Mo4V 钢中氧含量为 38×10^{-6}，氮的质量分数分别为 26×10^{-6} 和 128×10^{-6}。非金属夹杂物的电解分析结果和定量金相检验结果分别见表 13.4-19 和表 13.4-20。电解分析结果表明，电渣钢的氧化物夹杂的总量是双真空钢的 3 倍。定量金相检验结果表明，电渣钢的氧化物夹杂的玷污面积是双真空钢的 4 倍。双真空钢的氧化物最大颗粒和电渣钢的氧化物夹杂最大颗粒直径分别为 5 μm 和 11.95 μm。

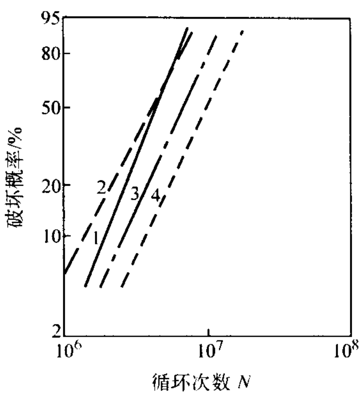


图 13.4-38　熔炼方法对 M50 钢滚动疲劳寿命的影响
1—电弧炉 + 真空自耗重熔；2—电弧炉 + 电渣重熔；
3—真空感应炉 + 电渣重熔；4—真空感应炉 + 真空自耗重熔

表 13.4-19　电解夹杂物试验结果

编号	冶炼工艺	总量	Al_2O_3	CaO	SiO_2	TiO_2	其他
1	双真空	0.002 46	0.000 33	0.000 09	0.001 87	0.000 06	0.000 11
2	电渣	0.007 32	0.005 10	0.000 12	0.001 71	0.000 12	0.000 27

表 13.4-20　定量金相检验结果

编号	冶炼工艺	氧化物玷污面积/%	氧化物平均直径/μm	氧化物最大直径/μm	氧化物各种尺寸范围百分比/%		
					0～5 μm	>5～10 μm	>10 μm
1	双真空	0.006	2.12	5.00	100	0	0
2	电渣	0.023 5	3.16	11.95	89.23	9.23	1.54

双真空钢和电渣钢的常温和高温接触疲劳寿命试验结果分别见图 13.4-39 和图 13.4-40。常温和高温接触疲劳额定寿命 L_{10} 双真空材分别比电渣钢提高 41% 和 34%。

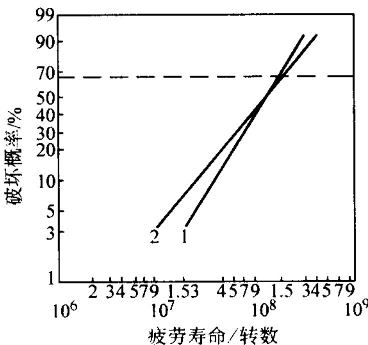


图 13.4-39　常温接触疲劳寿命试验的 Weibull 曲线图
1—双真空材；2—电渣材

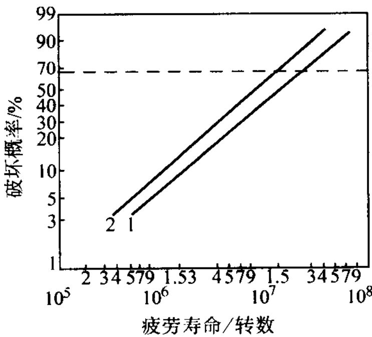


图 13.4-40　高温接触疲劳寿命的 Weibull 曲线图
1—双真空材；2—电渣材

采用双真空熔炼的高碳铬轴承钢 GCr15 也达到同样的结果，用金相法测定无大于 8 μm 的夹杂物，氧含量可达到非常低的水平，各种冶炼工艺对 52100 轴承钢气体含量的影响见表 13.4-21。

表 13.4-21 熔炼方法对 52100（相当于 GCr15）气体含量的影响

熔炼方法	气体含量（质量分数）$/10^{-6}$		
	[O]	[N]	[H]
电弧炉熔炼	30	100	<1.6
电弧炉 + 真空自耗炉重熔	7	70	<1.0
真空感应炉熔炼	5	30	<1.0
双真空熔炼	2	30	<1.0

我国采用真空感应炉 + 真空自耗重熔工艺生产的高碳铬轴承钢已得到很好的应用。采用双真空工艺生产的 HGCr15 轴承钢和采用电渣工艺生产的 ZGCr15 的钢中气体含量和非金属夹杂物的比较见表 13.4-22。从表 13.4-22 可见，电渣钢的气体含量明显高于双真空钢。电渣钢中的电解氧化物夹杂的含量是双真空钢的 4.2 倍；定量金相测定氧化物沾污面积前者是后者的 4.1 倍；氧化物颗粒的尺寸电渣钢明显的大。

表 13.4-22 双真空钢 HGCr15 和电渣钢 ZGCr15 钢中气体和非金属夹杂物的比较

冶炼工艺	钢中气体含量（质量分数）$/10^{-6}$		电解夹杂物含量（质量分数）/%		定量金相检验结果	
	[O]	[N]	氧化物总量	Al_2O_3 含量	氧化物沾污面积/%	最大颗粒尺寸/μm
双真空 HGCr15	5~7	11~20	0.001 865	0.000 185	0.005 214	<10
电渣 ZGCr15	34	72	0.007 83	0.005 70	0.021 45	>20

对两种材进行常温接触疲劳试验，结果如图 13.4-41 所示。从图 13.4-41 可见，双真空冶炼的 HGCr15 轴承钢其额定寿命 L_{10} 是电渣钢 ZGCr15 的 1.49 倍。

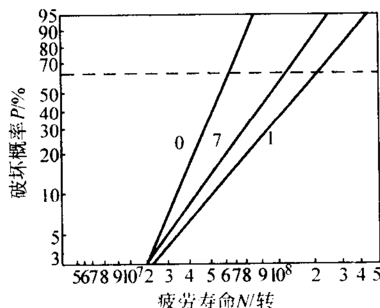


图 13.4-41 疲劳寿命试验的 Weibull 曲线图

1—VIM + VAR + 真空热处理；
7—VIM + VAR + 空气炉热处理；0—ESR + 空气炉热处理

2.2 轴承钢的压力加工

2.2.1 轴承钢的热加工

高碳铬轴承钢碳含量高并含有一定量的铬，其导热性比非合金钢差，因此在钢锭的加热过程中应注意加热速度不应过快。钢锭是铸态组织其导热性更差，如果冷钢锭在低温段的加热速度太大，会由于热应力而造成内部裂纹，并在随后的轧制过程中扩展到表面，形成所谓的“鸟巢裂口”（也称“穿孔”）。高碳铬轴承钢的热加工工艺性能与非合金钢相似。在 900~1 200℃的温度范围内，相对压下量达到 75%时还不会出现破裂现象，其热塑性较好。该钢的变形抗力不大，在 900℃时轴承钢的变形抗力比碳钢高 5%~17%，随着温度的升高，差别缩小，到 1 200℃时几乎与中、低碳钢相同。高碳铬轴承钢的宽展系数约为低碳钢的 1.2 倍。

钢锭开坯以后，其塑性和导热性都得到明显的改善，因此钢坯在加热和冷却过程中由于热应力导致内裂的危险性下降。钢坯可在通常锻、轧加热炉中进行加热，不会产生内裂。坯、材轧后在静止的空气中冷却也不会产生裂纹，也可采用轧后或锻后强制水冷，钢材冷却到 600℃左右再空冷，就不会产生裂纹。高碳铬轴承钢具有形成白点的倾向，为了防止白点，钢坯和大规格材轧后要缓冷或退火。如果轧后需要强制冷却，强冷到 600℃左右再缓冷或退火。

（1）轴承钢钢锭的开坯

我国轴承钢大部分还是采用模铸生产，模铸生产的钢锭需经开坯后轧制成材。3 t 钢锭是常用的钢锭，其开坯工艺过程为：钢锭→红送加热→轧制→剪切→缓冷，或钢锭→缓冷→表面检查修磨→冷送预热→加热→轧制→剪切→缓冷。

1）钢锭的红送与冷送　在冶金企业，轴承钢钢锭通常采用“红送”初轧厂直接装入均热炉加热。在初轧厂检修或电炉出钢量与热装入量不匹配时，往往将钢锭冷却后再经表面精整然后“冷送”初轧厂。红送可以利用钢锭的余热缩短加热周期，提高均热炉的生产能力，同时还可以杜绝在钢锭冷却和预热过程中引起内裂或“鸟巢裂口”。但采用“红送”工艺应防止“红送裂”。“红送”的钢锭如果在 700~900℃的奥氏体区域的下限温度范围内装炉并保温，在加热后的轧制过程中，在钢锭表面及侧边往往会产生沿晶界开裂的网状裂纹，严重时会形成大裂口。因此要采取措施避开这个温度装炉，以免产生“红送裂”。如 3 t 钢锭浇铸后到开始装炉的时间要大于 4 h 15 min，其温度大约为 650℃以下。红送钢锭的温度高于 500℃即可直接装入高温炉快速加热。

对于将钢锭冷却以后再进行加热的钢锭来说，在钢锭浇铸后要缓慢冷却。冷钢锭在加热时在低温段要极缓慢的升温，待升到 800℃左右保温一段时间后，才可以快速升温。如果冷却或加热速度太快，易在钢锭内部形成裂纹，轧制时会逐渐扩展到表面形成“鸟巢裂口”。

2）钢锭的加热速度、加热温度和保温时间　钢锭的加热不仅要把钢锭均匀地加热到规定的温度，为轧制提供良好的组织和塑性条件，而且还要在加热过程中实施高温扩散退火，降低钢中树枝状偏析程度，以消除碳化物液析和碳化物网状的不均匀性。典型的钢锭加热制度如图 13.4-42 和图 13.4-43 所示。

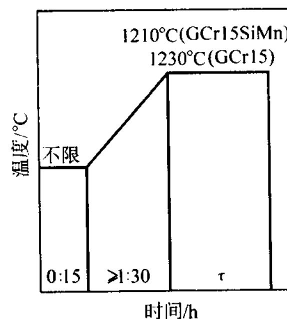


图 13.4-42 红送或预热后的 3 t 钢锭的加热制度

钢锭的加热温度非常重要，偏析元素在高温下的扩散过程随着温度的升高而急剧地加速。从提高扩散速度方面来考虑，可以尽量地提高温度，但是如果温度过高则可能引起钢锭轴心区产生“显微孔隙”。成分均匀的 GCr15 轴承钢熔化开始温度为 1 225~1 240℃，但是由于钢锭轴心区域偏析最

严重，在碳、铬及杂质含量较高的高浓度区域，实际熔化温度还要低一些。从预防显微裂纹的角度考虑，钢锭的加热温度应该低一些。目前国内外各轴承钢生产企业都把 GCr15 钢锭的加热温度规定在 1 220 ~ 1 240℃。这个温度指的是热电偶测得的炉内综合温度或用光学高温计测得的钢锭朝火焰一面的温度。这个温度对于轴心区域来说，已处于过烧的边缘。因此 1 220 ~ 1 240℃的加热温度对于高碳铬轴承钢 GCr15 钢锭来说，已是一个极限温度。因此在这个极限温度下加热，务必保证整个钢锭的加热温度的均匀性。

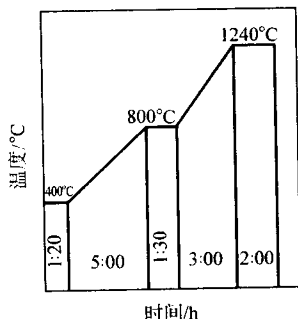


图 13.4-43　2.3 t 冷钢锭预热 - 加热制度

加热温度只决定了扩散速度，而扩散效果还要取决于扩散的时间。钢锭在高温下保温时间愈长，扩散效果愈好，钢中树枝状偏析程度也就会愈低，碳化物不均匀性也很小。保温时间对带状碳化物有很大的影响，如用同一炉号的 3 t 的 GCr15 钢锭在 1 230℃下分别保温 3 h 38 min 和 11 h 1 min 然后轧制成 180 mm 方坯。然后将方坯轧成 ϕ105 mm，经球化退火后检验碳化物带状，其级别分别为 3.3 级和 2.29 级，因此其碳化物带状得到了明显的改善。保温时间对网状碳化物也有同样的效果，在其他生产条件相同的情况下，延长在 1 230℃下的保温时间，碳化物平均网状级别可降低 0.3 ~ 1 级，最高级别可降低 0.5 ~ 2.0 级。但延长保温时间可以增加扩散效果，降低钢中碳化物的不均匀性，但过分延长保温时间势必要降低设备利用率，增加能耗，降低生产效率，因此应根据钢坯、钢材的使用要求合理的选用保温时间 。如果钢锭直接成材，保温时间可以长一点，如果钢材是以退火态交货，供冷加工用的钢材，以及滚动体用料的冷拔材等重要用途的钢材，这些对碳化物不均匀性要求比较严格的用料，钢锭保温时间应该长一点。

3）钢锭的开坯轧制和钢坯的冷却　钢锭加热后已具有良好的塑性，其变形抗力和非合金钢相似，可以按低合金钢的变形制度在初轧机上轧制。由于轴承钢在轧制状态下具有良好的塑性，因此在轧制过程中不可能产生表面拉裂，也不会因轧制的原因而产生裂纹，但是如果压下制度不当，连续在一个方向上多次压缩而不翻钢，那么就有可能在侧面产生裂纹。如果使用严重磨损的轧辊也会使轧制上下面变得凹凸不平，翻转 90°继续轧制时，就会在侧面上形成密集细小的皱纹。轴承钢的表面质量要求严格，在轧制过程中应极力避免各种轧制缺陷的产生。

钢锭开坯后的钢坯在静止空气中冷却，通常不会因组织应力或热应力造成冷却裂纹或内裂。但高碳铬轴承钢具有形成白点的倾向性，所以轧后的钢坯需要缓冷或等温退火，以消除白点的出现。钢坯缓冷是将轧后温度在 700℃以上的钢坯装入缓冷坑中，让其缓慢地冷却到 200℃以下，缓冷可以大大降低冷却过程中的组织应力下的热应力，能够防止白点的产生，并且不需要燃料加热，设备简单，是一种常用的防止白点的手段。等温退火的制度为钢坯冷却到 600 ~ 250℃后再装入退火炉升温到 700℃保温 16 h 左右抽出空冷。通过等温退火处理的钢坯，一般都不会出现白点。

（2）轴承钢棒材生产

生产轴承钢棒材的坯料通常有：初轧坯、连铸坯或初轧坯、连铸坯经过再次开坯后的小方坯。初轧坯和小方坯都具有良好的压力加工工艺性能，以它为坯料生产轴承钢棒材，在加热、轧制和冷却过程中都没有困难，可以用类似于非合金钢及低合金钢的工艺制度生产。连铸坯中树枝状偏析程度低并有良好的表面质量，可以生产出高质量的轴承钢棒材。但是连铸坯是铸态组织，要经过足够的变形之后才能获得良好的低倍组织。通常认为：生产套圈及滚柱用的棒材，延伸比要大于 10 ~ 15；生产滚珠用的棒材延伸比要大于 30 ~ 50。用小钢锭直接成材，通常无法保证有足够的变形量，钢锭表面疵病往往也会带到钢材上，所以内部质量和表面质量都没有保障，应尽量避免用小钢锭直接成材。

1）钢坯加热　轴承钢钢坯加热的目的，一是为钢的轧制准备条件，而且钢坯加热还有一个目的就是在加热过程中进一步降低钢中树枝状偏析的程度，进一步改善钢的碳化物的不均匀性，由于钢坯是经过钢锭轧制而成，因此偏析带之间的距离被压拢，扩散距离缩短，扩散作用更有效。对于连铸坯其加热制度要谨慎。如果连铸坯冷却不当或加热时装炉温度太高，升温速度太快都会像加热冷钢锭一样产生内裂或穿孔。连铸坯最好是热装加热。目前国内外采用连铸工艺生产轴承钢的企业大多采用高温热送连铸坯，直接高温装炉进行加热，然后进行连轧成材或轧制成坯。

高碳铬轴承钢钢坯的加热温度的上限要保证钢坯不过烧，通常不得超过 1 240℃，下限要保证轧制顺畅，通常应高于 900℃。在出钢时沿钢坯的长度和断面的温度差应尽量小，力求均匀。在钢坯加热时采用较高温度加热虽然有利于降低碳化物的偏析程度，但考虑到钢材的脱碳要求，又要求采用较低的加热温度。因此为减少碳化物的不均匀性，尽量采用在钢锭开坯时进行高温扩散，在钢坯轧制棒材时可以采用较低的温度进行加热，这样不仅可以减少脱碳层的厚度，而且由于加热温度降低的结果，钢材的终轧温度也会相应降低，这对于降低碳化物网状级别也是有益的。由于钢坯尺寸和成品直径的不同，钢坯加热制度也略有不同，现将几种规格的钢坯加热制度列于表 13.4-23。

表 13.4-23　几种规格钢坯的加热制度

钢坯规格及种类/mm	钢材直径/mm	加热制度	
		加热时间/h：min	加热温度/℃
85　小方坯	5.5 ~ 12	2:00 ~ 3:00	950 ~ 1 050
40 ~ 55 小方坯	10 ~ 20	—	940 ~ 1 020
70　小方坯	22 ~ 50	1:00 ~ 1:20	1 140 ~ 1 180
125　初轧坯	22 ~ 50	2:00 ~ 3:00	1 180 ~ 1 200
180　初轧坯	90 ~ 130	3:00 ~ 4:00	1 200 ~ 1 220

2）钢材轧制和冷却　高碳铬轴承钢加热到 900℃以上就具有良好的塑性，其变形抗力只比非合金钢提高 5% ~ 17%，宽展系数约为低碳钢的 1.2 倍，因此可以采用和非合金钢相类似的变形制度，无特殊困难。由于高碳铬轴承钢有一些特殊的要求，如果以退火状态出厂，供冷加工用钢对碳化物有严格的限制，所以轧制时必须采用措施降低碳化物的网状级别。为了降低网状级别，首先要降低钢中碳化物偏析的程度。除了在钢锭结晶中减少树枝状偏析以及在钢锭、钢坯的加热过程中进行高温扩散以外，还需在钢材轧制时控制终轧温度和轧后的冷却速度。文献［40］探讨了终轧温度和轧后冷却速度对高碳铬轴承钢的碳化物网状组织的影响，结

果见表13.4-24。生产实践也证实，降低终轧温度能够显著降低碳化物的网状级别。

表13.4-24　停轧温度和冷却速度对轴承钢碳化物网状组织的影响

停轧温度	冷却速度	晶粒和碳化物网状情况
1 120～1 150℃	75℃/min	晶粒粗大，有细碳化物网
	15℃/min	晶粒粗大，有粗碳化物网
1 020～1 050℃	75℃/min	晶粒较小，有较细的晶粒间界，而没有碳化物网
	15℃/min	晶粒较小，有粗碳化物网
920～950℃	75℃/min	晶粒更小，碳化物网消失
	15℃/min	晶粒更小，碳化物网可能产生
	4℃/min	晶粒更小，碳化物网粗大
850～860℃	任意冷却速度	晶粒很小，无碳化物网出现

尽管降低终轧温度可以降低碳化物网状的级别，但是在生产中并不乐于采用。这是因为：第一，随着轧制温度下降，轧制变形抗力升高，容易产生断辊等设备事故；第二，轧制温度低，咬入困难，经常会由于不能咬入而造成轧制废品或者要采取临时措施强迫咬入，从而导致轧制温度波动，钢材的尺寸公差无法控制；第三，孔型及导卫装置磨损严重，要经常更换；第四，降低钢材的终轧温度，有时需要降低钢坯的加热温度，这虽然可以减少脱碳但也降低了扩散退火的效果，不利于降低钢中的碳化物不均匀性，这一点对于用初轧坯生产大规格钢材时尤为重要。因此，在实际生产中都不希望把终轧温度控制得太低，并且总是从轧后的冷却过程中寻找解决碳化物网状的办法。高碳铬轴承钢钢材轧后冷却制度比较复杂，既要求强化冷却，以降低钢中碳化物网状级别，又要防止因强化冷却导致产生白点，还要预防因过度强化冷却造成炸裂。因此，应根据钢材的出厂状态、用途和规格规定冷却制度。不管是退火还是不退火状态出厂，用于热压力加工的钢材，标准规定不检查碳化物网状，可以采用轧后缓冷的冷却制度。尺寸在 ϕ50 mm 或 ϕ60 mm 以下的小规格钢材，产生白点的敏感性较小，可以采用轧后空冷的冷却制度。退火状态出厂、用于冷加工的钢材，碳化物网状有严格的限制，轧后应强制冷却到650℃左右再缓冷（小规格钢材也可以在强制冷却后空冷）。强制冷却的方法有吹风、喷雾、水冷等。

(3) 轴承钢棒材的控制轧制和控制冷却

为降低轧制轴承钢的碳化物的不均匀性，国内外对轴承钢的轧制工艺进行了比较深入的研究，主要有两个方面的工作，一方面是轴承钢的控制轧制，另一方面是轴承钢轧后控制冷却工艺的研究。

1) 轴承钢控制轧制的类型

① 奥氏体单相区和奥氏体与碳化物（$\gamma + Fe_3C$）两相区的控制轧制工艺　这种类型的控制轧制是将钢坯加热到1 030～1 200℃完全奥氏体化，然后在奥氏体区域进行轧制，直到精轧机列之前或终轧前1～3道，通过强化冷却或采用热轧钢料待温的办法将轧件冷却到奥氏体与碳化物的两相区温度范围再轧制。其目的是经过两相（奥氏体与碳化物）区变形使先析出的碳化物与未再结晶的奥氏体同时受到塑性变形。未再结晶的奥氏体经变形，晶粒进一步被拉长，并且在晶粒内增加变形带和位错密度，为细化珠光体球团尺寸、分散碳化物析出创造条件。在奥氏体变形的同时，先析出的碳化物同样受到塑性变形，在碳化物中形成大量位错，为碳化物溶解、溶断、扩散和沉积创造了有利条件，使先析出的碳化物网形成细小、分散小条状的碳化物颗粒。该工艺由于轧制温度低，变形抗力大，某些老式轧机承受不了。如果采用小变形量则又降低了碳化物颗粒的细化效果。此外，由于待温，则恶化了劳动条件，降低了轧机的生产能力。

② 轴承钢的等温轧制工艺　轴承钢的等温轧制工艺特点是将坯料加热到奥氏体区温度（一般为900～1 100℃），在这一温度范围内进行多道次轧制，使奥氏体晶粒细化，为等温轧制创造有利的组织条件。高温变形后冷却到720～800℃，进行等温轧制，每道次轧完后，由于钢温下降而应立即返回炉中等温加热。等温轧制的总变形量为50%～60%，随后在780℃保温0.5 h，使析出的碳化物成球状。之后以40～60℃/h的冷却速度降至650℃，然后进行空冷。但此种轧制工艺必须保持轧件温度一定，因此需增加等温设备，并且轧机的功率和刚性也要求提高，因此在大生产中实践尚有一定的困难。

③ 低温控制轧制　低温控制轧制是将钢加热到奥氏体化温度→急冷到再结晶温度以下，为使低温控制轧制时不产生奥氏体分解，轧制在珠光体与贝氏体之间的亚稳定区进行。采用低温控制轧制的钢材强度高，且在轧制时没有发生再结晶的危险，可以采用多种的压力加工方法。由于低温控制轧制变形抗力大，需要专用轧机，国内目前尚很少采用。据许多试验室的研究资料表明，轴承钢低温轧制后其碳化物得到破碎，因此可以进行快速球化退火，其碳化物比较细小均匀。现将几种工艺情况介绍如下。

低温控轧一般采用800～850℃之间变形或将钢坯加热到900～1 100℃，待钢坯冷却到720～800℃时再进行轧制，这些工艺都需要大功率、高刚度的轧机，轧制以后直接缓冷或等温缓冷，进行球化退火处理，获得良好的组织和合适的硬度。这些工艺的示意图如图13.4-44、图13.4-45和图13.4-46所示。

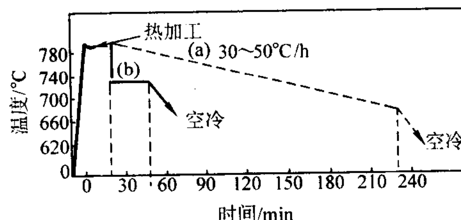


图13.4-44　低温轧制后直接球化退火工艺示意图

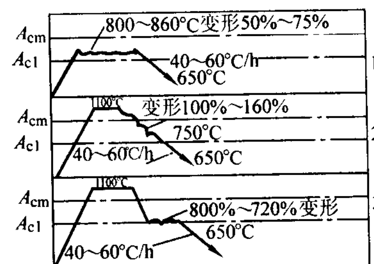
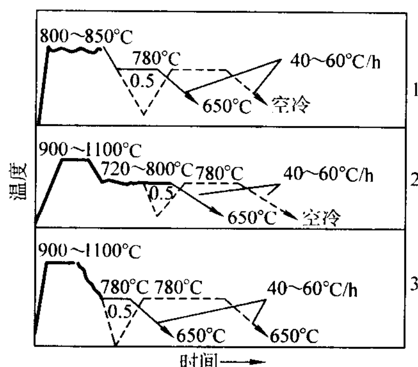


图13.4-45　轧制后直接连续冷却进行快速球化退火示意图

上述工艺目前均处于实验室阶段，主要问题是这些工艺需要特殊的轧机，这种轧机要求高功率、高刚度以及一系列配套设施，实施尚有一定的困难。

2) 轴承钢的控制冷却　高碳铬轴承钢属过共析钢，在钢中存在大量的碳化物。轴承钢除要求高的疲劳寿命外，还要求高的耐磨耗性能，因此碳化物在钢中起着非常重要的作用。关键是要获得比较理想的碳化物形状和尺寸及其分布状态。轴承在使用时的组织是淬火－回火状态下的马氏体＋残余奥氏体＋残余碳化物。为了获得良好的球化退火组织，钢材球化退火之前必须具有良好的预备组织。近年来，国内外

为了获得良好的预备组织，采用了轧后控制冷却工艺，如喷雾冷却（ED处理）、强风冷却和穿水冷却，甚至形变热处理。对于轧后穿水冷却工艺其冷却条件和冷却速度对轴承钢的质量有重大的影响。某文献对高碳铬轴承钢棒材的轧后穿水快速冷却工艺在实验室进行了研究，得出了工艺参数为：轴承钢轧后采用穿水快冷的开始冷却温度应在900℃以上；冷却制度采用水冷－空冷间隙式冷却方式；终冷温度在500～600℃，返红温度在650～700℃。按上述工艺参数进行快冷后的钢材可以保证钢材不产生裂纹和弯曲，可以降低网状碳化物级别并可获得心部和表面均匀一致的索氏体组织。



图中虚线表示轧后直接冷却到室温，然后重新加热进行球化退火

图 13.4-46 轧制后等温球化退火工艺示意图

轴承钢棒材轧后采用穿水快速冷却具有良好的效果。例如大冶钢厂对于棒材直径在 ϕ32 mm以下的轴承钢，终轧温度为980～1 000℃，轧后立即经过二组或三组湍流管式高效冷却装置进行快冷，其装置结构图如图 13.4-47 所示。快冷后在冷床上进行空冷。钢材的表面冷却曲线如图 13.4-48 所示。图 13.4-48 中的曲线是热轧后空冷条件下钢材表面的冷却曲线、低温终轧工艺时轧后空冷的钢材表面温度的变化曲线和轧后快冷材的冷却曲线。钢材出水冷器后，表面温度达500℃左右，断面内外温差较大，在空冷时，依靠钢材心部的热量使表面回升到一定温度，经过数秒后，钢温开始下降。控冷材的组织为细珠光体或索氏体加薄的网状碳化物。轧后控冷时钢材返红温度的高低取决于钢材的开始快冷温度即终轧温度、水冷时间、冷却水的水压、水量和快冷的终止冷却温度。钢材返红温度不同，则所得到的组织也不同。返红温度高则网状碳化物严重，珠光体粗大。随返红温度降低，钢材组织越来越细小，碳化物网也越薄。但是，返红温度过低会出现混合组织。

当轧制 ϕ32 mm以上的较大面积的轴承钢棒材时，由于钢材断面大，其间隙冷却时间应长一点，水冷器的组数应多几组，以保证钢材内、外温差不应太大，钢材心部和表层的组织比较均匀一致。其冷却工艺为：钢温为920℃进入第一组水冷器，出水冷器后钢温返红到700～650℃，再进入第二组水冷器进行二次冷却，出第二组水冷器后钢温表面为400～450℃，经一段时间后钢温又回升到620～650℃，之后，温度开始均匀下降。钢材表面、1/2半径处和心部的温度变化如图 13.4-49 所示。经过二次水冷后的GCr15轴承钢组织为细珠光体或索氏体和较薄的网状碳化物。网状碳化物级别小于2级，并且沿轧件断面分布均匀和细小，为缩短球化退火时间提供了良好的预组织。

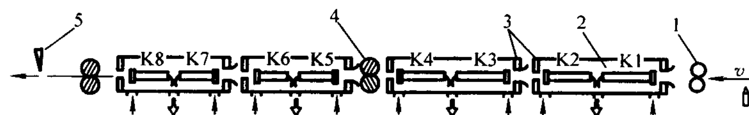


图 13.4-47 冷却装置示意图

1—轧机；2—冷却装置；3—导向气封；4—送料机；5—测温仪

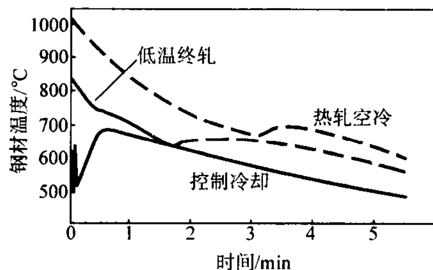


图 13.4-48 ϕ32 mm轴承钢棒材不同轧后冷却制度的钢温曲线

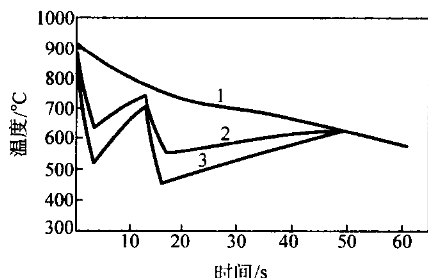


图 13.4-49 GCr15轴承钢轧后二次快冷工艺的钢温曲线

1—中心；2—（1/4）D处；3—表面

根据目前轴承钢的控轧、控冷的工艺研究和快速球化退火工艺研究，以及合金钢厂轧钢车间的工艺和设备条件，有充分依据可以形成一条轴承钢控轧、控冷和在线球化退火的新的生产工艺。GCr15轴承钢在奥氏体轧制时具有完全再结晶区，部分再结晶区和未再结晶区。在一般热轧条件下（即轧制道次变形量20%～25%时），1 050℃以上即为完全再结晶区，850℃以下即为未再结晶区。本工艺可以采用1 150～1 200℃经多道次轧制，终轧温度不低于1 000℃，轧后可获得细小的完全再结晶的奥氏体组织，二次碳化物尚没有开始析出。轧制以后采用多次控制冷却，其表面最高返红温度达到600℃左右，并在600℃进行等温相变，控制相变速度，等温后接着再加热，加热到球化退火温度，保温一定时间后以130℃/h冷却速度冷到650℃，出炉空冷，其工艺示意图如图 13.4-50 所示。

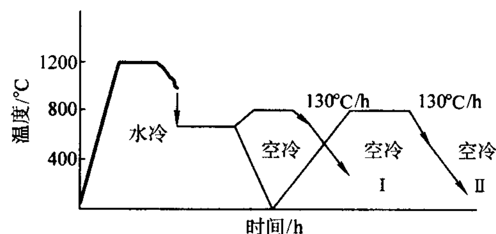


图 13.4-50 轴承钢控轧轧温和在线球化退火工艺

采用此种工艺可以基本消除网状碳化物，并获得比较理想的球化退火组织。为确保热轧工艺参数即控轧工艺参数和控冷工艺以及球化退火工艺参数的稳定，并进行连续生产，可以采用全线微机控制，从而保证轴承钢质量和性能的稳定。

从以上所述可以看出，轴承钢采用控制轧制，控制冷却加在线球化退火的联合工艺有利于提高劳动生产率，节约能源，提高轴承钢的质量和性能，值得进一步的研究和探讨。

2.2.2 轴承钢的冷拔材及钢丝生产工艺

轴承钢冷拔材及钢丝主要用于制造滚动轴承的滚动体——滚珠、滚柱（滚锥）及滚针等，需用量约占轴承钢总量的10%～15%。滚动体用料，在内在质量方面，非金属夹杂物及碳化物不均匀性比套圈用料要求更为严格；在外观质量方面，由于它的冷成型工艺要求尺寸精度、粗糙度、脱碳层深度及其他表面缺陷（尤其是裂纹）比套圈用料苛刻得多。实际上滚动体要求使用表面无脱碳层、无缺陷的材料并不过分。传统的拉拔工艺生产流程大致归纳为：坯料→轧尖→球化退火→矫直→酸洗→修磨→涂料皂化→冷拔→中间退火→冷拔→光亮退火→抛光矫直→修磨→切尖→探伤→涂油包装→入库发运。

为了进行拉拔，轴承钢坯料必须进行球化退火，球化退火的目的是为了获得均匀细小的珠光体组织和合适的硬度。冷拔坯料和钢丝坯料的退火工艺如图13.4-51和图13.4-52所示。

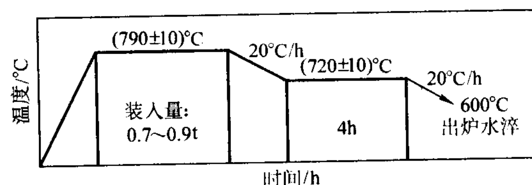


图13.4-51 冷拔坯料罩式炉退火工艺

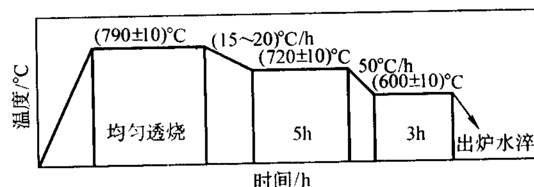


图13.4-52 钢丝坯料退火工艺

为了保证冷拔材和钢丝的表面质量，冷拔坯料必须酸洗，修磨和涂磷皂化。

酸洗：冷拔坯料退火出炉时应进行淬水爆掉氧化铁皮，矫直后再在浓度为16%～25%、温度为50℃的H_2SO_4液中酸洗60～80 min。可在酸洗槽中加入0.8～1.0 kg/m³酸洗液缓蚀剂——"苦丁"，以防止坯料过酸洗。亦可用喷丸方法去鳞，以改善劳动条件。

修磨：传统的冷拔工艺要想获得较为满意的滚动体用料，坯料的修磨是不可忽视的。冷拔前必须严格清理坯料表面的裂纹、划伤、折叠、斑痕、飞翅、耳子等缺陷。

涂磷皂化：拉拔前坯料在浓度30%～40%、温度70～80℃的磷酸中磷化3～4 min，然后在65～85℃的皂液中浸泡2～3 min。

将准备好的坯料在拉拔机上进行拉拔，根据拔制钢材的尺寸规格、拔制量，拔制头数选用不同的拔制能力，常用1～3头的5～50 t冷拔机。坯料大的一般选用拉拔能力大的拉拔机，如果坯料尺寸小于等于ϕ20 mm可选用8 t拉拔机，坯料尺寸为ϕ20～40 mm可选用15 t或20 t拉拔机，坯料尺寸为大于等于ϕ40～85 mm可选用50 t拉拔机。当坯料尺寸增大时，拔制量要减少，拉拔速度也应降低。一般参数如表13.4-25所示。轴承钢一般采用小拔制量（1～3 mm），1～2次拔成，减面率控制在10%～27%，过大或过小的减面率对成品材的力学性能都会有不良的影响。随着拔制量的增大，强度增加，断面收缩率降低，如图13.4-53所示。

表13.4-25 成品材尺寸与拔制量、拉拔速度的选择

成品棒材直径/mm	拔制量/%	拉拔速度/m·min⁻¹
ϕ10～20	13～18	7.5～11
ϕ20～40	10～15	5～9
ϕ40～60	9～13	3～5
ϕ80～100	2.5～10.5	1.5～2.5

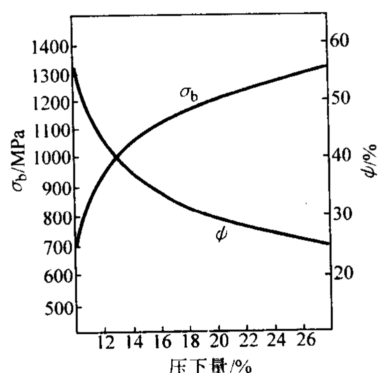


图13.4-53 拔制量与力学性能的关系

钢丝尺寸较小，需经多道次拔制。为消除拔制应力，使得下步的拔制顺利进行，需进行中间退火。中间退火的加热温度一般在（720±10）℃，充分保温后空冷。不管是一次拔制的成品还是经中间退火后多道次拉制成的成品，都需经消除拔制应力而进行再结晶退火，即所谓的光亮退火。高碳铬轴承钢再结晶开始温度为550～600℃，完全再结晶温度为680℃。光亮退火是将钢材放入内罩，通入惰性气体保护从而减少脱碳和氧化，再罩上外罩进行加热，加热温度冷拔材可选用（720±10）℃，冷拔钢线可采用（600±10）℃。

采用传统的拉拔工艺生产的滚动体用冷拔材，常出现表面脱碳和表面缺陷，因此还需进行表面磨削加工。磨削量一般留有0.2～0.4 mm，将钢材矫直后用无芯磨床进行磨削加工，其磨削量每次不大于0.2 mm，冷拔成品材出厂前还需进行涡流探伤，检查表面缺陷，再涂上除锈油，内层用石蜡纸，外层用丙烯布包装发货。

采用传统的冷拔工艺生产滚动体用料时，很难做到，或者说根本无法做到无表面脱碳层、无表面缺陷。然而、新出现的棒线材连轧机组和联合拉拔机组可以生产高质量的滚动体用料。例如，联合拉拔机组集喷丸、轧尖、拉拔、矫直、剥皮、抛光、在线检测、定心剪切于一体，具有生产效率高、废品率低、产品质量高、性能稳定等特点，完全可以生产无表面脱碳层、无表面缺陷的滚动体用料。由于棒线材轧机具有许多优越性，因此国内外的特钢生产企业纷纷兴建特殊钢棒线材的连轧机组。据资料介绍，自1985年到1999年，在全世界约新建41台特殊钢棒线材连轧机组。在我国的大连钢厂、抚顺钢厂、上海五钢、长城钢厂以及首钢特钢公司、无锡钢铁厂等生产轴承钢的企业都兴建了特殊钢的棒线材轧机。如新建的大连钢厂全连续棒线材轧机，由德国西马克公司等设计制造，设备由棒材线和线材线组成，全线实现高速、无阻、无张、控制轧制、控制冷却、线联调速、物料跟踪、在线激光测径、涡流探伤。最高轧制速度110 m/s，可生产直径为13～40 mm的棒材和直径为5.5～20 mm的线材。轴承钢线材盘重1.5 t，盘卷外径1 250 mm，内径850 mm。联合拉拔机组的工艺流程，可由棒材→棒材、盘卷

材→棒材或盘卷料→盘卷。由棒材→棒材的生产，其工艺如大连钢厂冷精整剥皮生产工艺、工艺流程为：直接将球化后的原料坯（棒料）剥皮，抛光成滚动体用料，其生产规格为 ϕ10～80 mm 长 2.5～6.0 m。由盘卷材生产棒材有两条生产线，一条是盘条冷精整剥皮生产线，另一条是联合拉拔机组生产线。其中联合拉拔机组采用德国西马克公司制造的 KIR－Ⅱ－A 型联合机组生产高精度、光表面冷拔材，可减少切头消耗而提高成材率 2%～4.5%。联合机组由盘卷生产直条冷拔材的工序为：退火→轧头→上卷→开卷→喷丸除鳞→预矫直→联合拉拔→定尺剪切→齐头收料（直头）。由盘卷生产棒材的规格为 ϕ（5～20）mm×（2～6）m。钢丝的生产，国内普遍采用两种工艺，即盘条→盘条球化退火→酸洗→拉拔→中间退火→拉拔→成品退火→入库；另一条工艺为：盘条→氧化退火→酸洗→拉拔→半成品球化退火→酸洗→拉拔→成品退火→成品检验→入库。两条工艺路线的主要不同点是球化退火是选择在原料状态下进行，还是第一次拉拔后的半成品状态下进行。目前多数厂家都采用原料盘条进行球化退火的工艺。采用联合拉拔机组可以生产出高质量的轴承钢钢丝，其具体成品公差见表 13.4-26。

表 13.4-26　轴承钢丝成品公差

成品直径/mm	标准公差/mm	控制公差/mm
1.4～3.0	－0.06	－0.04
>3.0～6.0	－0.08	－0.06
>6.0～10.0	－0.10	－0.07
>10.0～16.0	－0.12	－0.08

3　轴承钢的热处理和表面热处理

根据轴承的使用条件不同，需采用不同的轴承钢来制造。按钢中碳含量的不同可分为高碳型轴承钢和低碳型轴承钢两大类。由于钢中碳含量的差别，其热处理工艺可分为直接热处理和表面热处理两种类型。其中高碳铬轴承钢、高温轴承钢和不锈轴承钢属于高碳型轴承钢，可直接进行热处理。而渗碳轴承钢则属于低碳型轴承钢需预先经表面渗碳热处理然后再进行正常热处理。有的钢种虽然碳含量较高，但也可通过表面高频和中频热处理而得到限制淬透性的作用。下面就两种热处理工艺进行阐述。

3.1　轴承钢的热处理

高碳铬轴承钢、高温轴承钢、不锈轴承钢由于其钢中含有较高的碳含量，可直接通过淬火－回火热处理而得到马氏体组织，得到高的硬度及其较高的综合力学性能。上述 3 个钢类的热处理工艺可分为正火、退火、淬火和回火。由于上述 3 个钢类的钢号较多，在此我们选用各自有代表性并且在我国和世界各国广泛使用的钢号对其热处理规范和特点进行专门的阐述。高碳铬轴承钢选用 GCr15、高温轴承钢选用 Cr4Mo4V、不锈轴承钢选用 9Cr18，其余钢号在以后的章节中另行介绍。

3.1.1　高碳铬轴承钢的热处理

（1）热处理基础

1）Fe-Cr-C 平衡状态图　GCr15 轴承钢含有质量分数为 1.0%左右的碳和 1.5%左右的铬，其本质为过共析钢，属于 Fe-Cr-C 三元合金。Fe-Cr-C 三元平衡图 1.6%Cr 的垂直截面图如图 13.4-54 所示。该图近似地表示了 GCr15 钢的平衡状态。

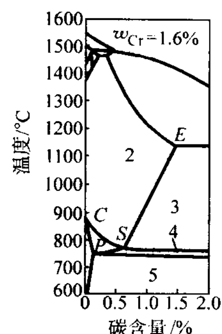


图 13.4-54　Fe-Cr-C 三元平衡图 1.6%Cr 的垂直截面

1—$\alpha+\gamma$；2—γ；3—$\gamma+Me_3C$；4—$\alpha+\gamma+Me_3C$；5—$\alpha+Me_3C$

将图 13.4-54 与 Fe-C 状态图相比较，可以看出，含有 1.6%Cr 对 Fe－C 状态图的主要影响是：

① 固相线 $J'E'$降低。即在加热时出现过烧的温度较非合金钢为低。

② 共析点（S）和碳在奥氏体中的极限溶解度（E）左移。图 13.4-54 是 Fe-Cr-C 三元平衡图 1.6%Cr 的垂直截面，三元合金的平衡相成分不在一个垂直截面内变化，而是在立体图上沿两曲面的交线变化。垂直截面不能表示平衡相的成分，也不能用杠杆规则来计算各相的相对量。垂直截面仅可以知道合金转变温度和某温度的平衡相数。铬的质量分数为 1.6%时，钢的共析成分在 0.72%C（质量分数）附近变化，碳在奥氏体内的极限溶解度为 1.65%左右。

③ 共析转变不是在恒温，而是在一个温度范围内进行。温度下限为 A_1'，温度上限 A_1''。在 A_1'～A_1''间有铁素体、奥氏体和碳化物的 3 相共存。3 相共存时还有一个自由度，即温度可以变化。共析成分不只 1 个，而是在 Fe-Cr-C 三元状态图上沿两曲面的交线变化的，在图 13.4-54 中不能表示出来。

④ 相变温度 A_1（一个温度区间）、A_{cm}升高，奥氏体区缩小。

所有高碳铬轴承钢的碳的质量分数都在 1.0%左右；各钢号的不同，铬的质量分数在 0.6%～1.5%左右。Fe-Cr-C 三元状态图上含 1.0%C 的垂直截面图如图 13.4-55 所示，该图近似地反映 GCr6、GCr9、GCr15 在平衡状态下，各种温度范围内存在相的数目及转变温度。同样不能判定平衡相的成分和相对量。

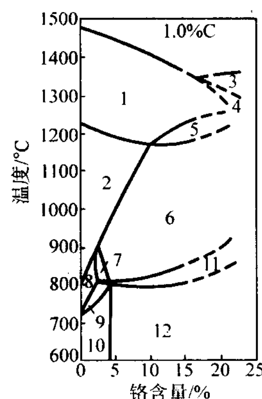


图 13.4-55　Fe-Cr-C 三元平衡图 1.0%C 的垂直截面

1—$L+\gamma$；2—γ；3—$L+\alpha$；4—$L+\alpha+\gamma$；5—$L+\gamma+Me_7C_3$；6—$\gamma+Me_7C_3$；7—$\gamma+Me_3C+Me_7C_3$；8—$\gamma+Me_3C$

2）高碳铬轴承钢加热时的转变　GCr15 轴承钢在室温下的平衡组织为珠光体加碳化物$(Fe, Cr)_3C$。在加热过程

中当温度超过 A_{c1}时，珠光体将向奥氏体转变。事实上 A_{c1}相变点为一个温度范围，珠光体向奥氏体的转变在 A_1' - A_1''区间内进行，直至珠光体全部转变为奥氏体。这个过程包括形核和成长两部分。形核必须满足下列条件：铁素体内有局部的浓度起伏，微小区域成分偏离平均碳含量而接近共析成分；接近共析成分的区域大小要大于临界尺寸；碳和合金元素有足够的扩散速度；可能获得碳原子的不断补充而使奥氏体晶核巩固和生长。上述条件只有在铁素体与碳化物的相界面处容易满足，奥氏体晶核就在这里形成。晶核的长大过程是靠晶核与铁素体的相界面、与碳化物的相界面向旧相推移而进行的。这包括碳化物的溶解，碳和合金元素向奥氏体、并通过奥氏体再向铁素体扩散，以及碳化物区域及富碳的铁素体区域点阵改组，变为奥氏体。其过程示意于图 13.4-56。由于奥氏体与铁素体浓度差小，故向铁素体生长速度比向碳化物生长快。所以铁素体首先消失，而后碳化物继续向奥氏体溶解。距离碳化物远的地方，奥氏体碳含量及合金元素含量越低。刚形成的奥氏体成分不均匀，随后通过扩散而使成分趋于均匀化。

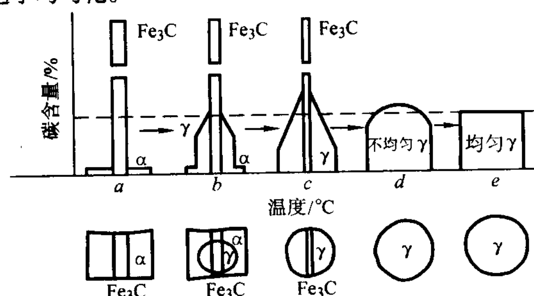


图 13.4-56　珠光体→奥氏体转变示意图

温度略超过 A_1''，珠光体消失，二次碳化物开始向奥氏体溶解。这一过程同样是碳及合金元素原子与碳化物晶格脱离，向奥氏体内扩散，该部分碳化物的晶格改组为奥氏体晶格。同时碳及合金元素在奥氏体内通过扩散而使奥氏体成分均匀化。随温度的继续升高，碳化物的不稳定性的增加，碳和铬在奥氏体里的溶解度增大，碳和铬在奥氏体里的扩散系数 D_c^γ 和 D_{Cr}^γ增大，这都使上述过程加速。但铬元素使碳化物的稳定性增加，使 D_{Cr}^γ减小，加之 D_{Cr}^γ本身极小，从而使上述过程变得较为困难，被推移到更高的温度才能完成。温度略高于 A_{cm}时，碳化物全部溶入奥氏体，直至温度升到熔化之前，只有奥氏体的成分均匀化及奥氏体晶粒长大过程发生，而不再发生相变。

3）过冷奥氏体的转变　处于高温状态的奥氏体由于随后的冷却速度不同而得到不同的组织。根据 A_1 以下的冷却方式的不同过冷奥氏体的转变可分为等温转变和连续冷却转变。根据不同的转变机制和转变温度，过冷奥氏体的转变可分为珠光体转变、贝氏体转变和马氏体转变。

① 珠光体转变　当奥氏体在 A_1 点以下发生珠光体转变时，由于转变机制和形成条件的差异，其中渗碳体在铁素体基体的分布形态可分为片状和球状两种。根据渗碳体的形态，将珠光体分为片状珠光体和球状珠光体。在高温奥氏体均匀化程度较高的情况下，奥氏体在随后缓冷时形成的珠光体通常为片层状。片层状珠光体形成示意图如图 13.4-57 所示。GCr15 轴承钢通过球化退火处理就得到球状球光体。当GCr15 轴承钢的奥氏体加热温度超过 A_{c1}时，由于有大量的未溶碳化物质点的存在，在缓慢冷却过程中，其周围的碳原子通过扩散将以这些碳化物质点为核心不断发生析聚与球化。事实上在形成球状珠光体的过程中，未溶二次碳化物的存在实际上起到了球化核心的作用。在常规情况下，GCr15 轴承钢的球化退火温度一般为 790～810℃。

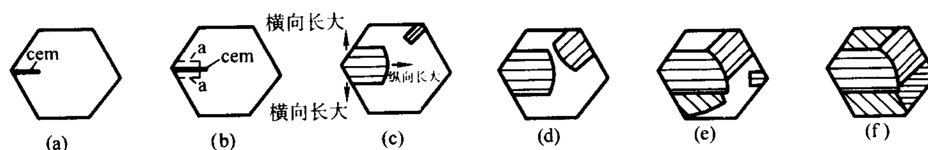
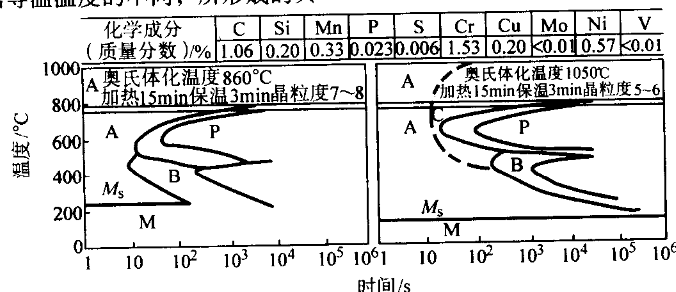


图 13.4-57　片层状珠光体形成示意图

② 贝氏体的等温转变　贝氏体的转变主要取决于 A_1 以下的等温转变温度。GCr15 轴承钢过冷奥氏体等温转变图如图 13.4-58 所示。由图 13.4-58 可见，GCr15 轴承钢在 A_1 点到马氏体开始转变温度 M_s 点之间可以分为珠光体转变 C 曲线和贝氏体转变 C 曲线。根据等温温度的不同，所形成的贝氏体又可分为羽毛状的上贝氏体和针状的下贝氏体。GCr15 轴承钢在 860℃奥氏体化后在 520～245℃之间进行等温所形成的组织为贝氏体。其中在 500～400℃之间等温时的转变产物称为上贝氏体，在 350℃以下等温形成的转变产物则称之为下贝氏体。



化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	1.06	0.20	0.33	0.023	0.006	1.53	0.20	<0.01	0.57	<0.01

图 13.4-58　GCr15 轴承钢过冷奥氏体等温转变曲线（TTT 图）

③ 马氏体转变　GCr15 轴承钢奥氏体化以后，随后以 $v_{临}$ 的冷却速度快速冷却到马氏体转变点 M_s 以下，在冷却过程中，奥氏体不发生珠光体和贝氏体转变，而发生马氏体转变。通过透射电镜对 GCr15 轴承钢亚结构的观察与分析表明，GCr15 轴承钢的隐晶马氏体实际上是由位错马氏体和孪晶马氏体所组成的混合组织。

（2）高碳铬轴承钢的热处理工艺

GCr15 轴承钢的热处理主要有正火、退火、淬火和回火。

1）正火热处理　将 GCr15 轴承钢加热至略高于上临界点，使其组织完全奥氏体化，然后选用冷却速度略大于空气的介质进行冷却，得到索氏体组织或索氏体加少量的马氏体组织。GCr15 轴承钢正火的目的首先是消除网状碳化物及线

条状组织。热轧棒材及锻造毛坯，在正常情况下其显微组织为细珠光体类型的组织，其网状碳化物小于等于3级，这种情况下就不需要正火。如果在轧制过程中停轧温度或在锻造时停锻温度过高，而冷却速度又过慢，而使碳化物沿奥氏体晶界析出而形成比较粗大的网状。或者终轧温度或终锻温度过低，造成晶粒沿变形方向被拉长而形成线条状组织。上述两种组织在球化退火过程中不能完全消除，便会保留在成品零件中，使其疲劳强度和冲击韧性降低。正火处理的第二个目的是返修退火时的不合格产品。如果钢材或产品在球化退火时由于加热温度过高产生粗大的片状珠光体，需进行第二次退火前必须经过正火，否则将造成粗大碳化物。正火处理的第三个目的是满足特殊要求的轴承性能，例如满足有些轴承要求在200~250℃回火后仍需保持较高的硬度，此时退火前必须先进行正火，以便得到均匀细粒状或点状珠光体，并在淬火后得到高合金浓度的马氏体。此外，正火处理还可以细化锻件的晶粒和改善锻件组织的均匀性。

正火处理的主要工艺参数为加热温度、保温时间以及冷却速度。对于GCr15轴承钢来说，在冶金厂由于正火设备所限，一般采用860~890℃，保温5~6 h，采用喷雾冷却。在轴承企业可采用较高的温度，要消除粗大的网状碳化物时，其正火温度可采用900~950℃；要消除不太粗的网状碳化物或返修退火零件时采用900~920℃；细化组织时可采用890~900℃。正火的保温时间一般为30~50 min。正火时所选用的冷却速度很重要，如果选择不当，不但不能消除网状碳化物或改善组织，反而会使网状碳化物再次析出或出现其他缺陷。正火的冷却速度不应小于50℃/min。一般采用鼓风冷却或喷雾冷却即可。正火后硬度为269~375HB。

2）退火热处理　GCr15轴承钢的退火可分为高温均匀化（扩散）退火、球化退火、再结晶退火和去应力退火。

① 高温均匀化退火　GCr15轴承钢的高温均匀化退火主要应用于冶金企业。钢锭在开坯前需进行高温均匀化退火，钢坯在轧制棒材时也进行高温均匀化退火。钢锭进行高温均匀化退火的目的是降低钢中树枝状偏析程度，以达到消除碳化物液析、改善碳化物带状和碳化物网状不均匀性的目的。轴承钢钢坯在轧制成棒材之前再加热的目的之一也是要在加热过程中进一步降低钢中树枝状偏析的程度，从而进一步改善碳化物的不均匀性。

GCr15轴承钢属于过共析钢，在平衡状态下冷到室温的组织为珠光体加上二次碳化物（Cr，Fe)$_3$C。在结晶过程中，由于树枝状偏析的结果，钢锭中树枝晶之间会出现大量的大块状共晶碳化物。对其进行电子探针分析结果证明，大块状共晶碳化物大多是（Cr，Fe)$_3$C，少量是（Fe，Cr)$_7$C$_3$，还有相当多的部分是由这两种类型碳化物的混合物。如果具有上述碳化物组织的钢锭在钢锭加热过程中未得到充分的扩散，共晶碳化物没有被充分溶解，则残存在钢中的共晶碳化物在随后的轧制过程中将会破碎成不规则的角状小块，并沿轧制方向延伸，成为“碳化物液析”。在均匀化退火中如果仅仅使共晶碳化物溶解，而碳、铬等碳化物形成元素没有被充分地扩散均匀，在经过轧制之后高浓度区还会被拉长成带，冷却后在高浓度带中又会析出大量的二次碳化物颗粒，成为“碳化物带状”组织。在高浓度带中更容易在轧后冷却过程中沿奥氏体晶界析出“碳化物网状”。上述碳化物缺陷，对轴承零件的工作性能和使用寿命都有非常不利的影响，因此应严格控制。

高温均匀化退火应选择合理的扩散温度，GCr15轴承钢的加热温度为1 220~1 240℃，该温度为采用热电偶测得的温度。由于钢锭的表面和心部有温差，在此温度下心部的温度已处于过烧的边缘，因此1 220~1 240℃的加热温度对于GCr15轴承钢来说是一个极限温度，如果超过这个温度就可能出现轴心区过烧，产生微裂。轧成的钢坯尺寸愈大，出现轴心裂（显微裂纹）的危险性也愈大。在高温均匀化时，钢锭的各个面应均匀加热，不要出现阴阳面，注意各个加热面的均匀性，否则在保温末期背着火焰的一面会温度偏低，碳化物扩散不充分，而面向火焰的一侧可能会处于高温过烧的危险。

高温均匀化加热时间对碳化物的不均匀也有很大的影响，一般情况下，在10 h以上。钢锭在高温下保温愈长时间则扩散效果愈好，钢中树枝状偏析也就会愈低，钢中碳化物则愈均匀。随着保温时间的延长钢中退火材的碳化物带状组织的级别和碳化物网状组织的级别也会随着降低，钢材的合格级别则会随着上升。如在1 230℃下，3 t GCr15的钢锭保温时间由3 h 38 min延长到11 h 1 min，随后轧制成ϕ105 mm的圆钢，退火后其碳化物带状平均级别由3.31级降至2.29级，其碳化物带状偏析得到明显的改善。但过分的延长保温时间会降低设备的利用率和生产效率，增加能源的消耗，在经济上是不合理的。因此钢锭的高温均匀化加热时间应按钢坯和钢材的使用要求来确定。如果钢锭不是一次直接成材，而是经开坯后再成材，则可以适当的缩短钢锭的高温保温时间，可在钢坯加热时再进行高温均匀化，在钢坯上进行高温均匀化其效果要比在钢锭上进行高温均匀化好得多。钢坯是经过钢锭高温均匀化后轧制的，因此钢坯中的树枝状偏析程度有所降低，并且偏析带之间的距离也被压拢，扩散距离缩短，扩散作用会更迅速、更有效。由于钢坯中树枝状偏析程度的降低，钢坯产生轴心过烧的危险性要比钢锭小得多，因此允许加热温度可以更高一些。其加热温度到1 220~1 240℃出炉轧制也没有过烧的危险，也不会出现轴心裂或显微裂。钢坯的高温均匀化可弥补钢锭的高温均匀化的不足，如果钢锭的加热能力不足，在钢锭加热过程中无法进行充分的均匀化退火时，可以通过钢坯加热制度的调整，加强钢坯加热时的均匀化退火来弥补。锭、坯加热制度对钢材碳化物带状组织的影响见表13.4-27。从表13.4-27可见，工艺1为钢锭和钢坯均不扩散，在轧制的钢材上其碳化物均匀性较差，并且其带状组织中会有大颗粒碳化物的聚集。工艺2和工艺3相比，虽然分别在钢锭上和钢坯上进行扩散，但其碳化物带状组织差别不大，带状组织分别如图13.4-59和图13.4-60所示。因此在钢坯加热过程中只要将出钢温度提高40~50℃，总加热时间延长40 min~2 h 40 min，其扩散退火的效果就可能与钢锭在1 220~1 230℃保温时间从2.5 h延长到15 h所取得的效果大致相同，也就是说在钢坯中的扩散速度要比在钢锭中大得多。

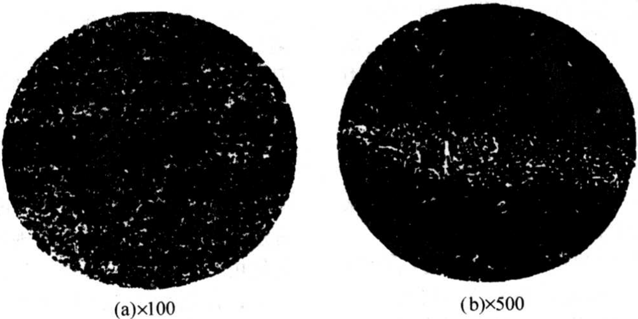
② 球化退火　球化退火无论是在冶金企业还是在轴承生产企业都是一个非常重要的热处理工序，球化退火质量的高低直接影响到轴承生产企业的机加工效率以及轴承产品的质量。球化退火的目的有下面3个方面。

第一，为获得最佳的淬火组织提供良好的预备组织。球化退火使轧制状态或正火状态下片状珠光体变为均匀分布的细粒状珠光体，这种组织进行淬火热处理后能得到理想的马氏体加均匀分布的球状碳化物以及少量的残留奥氏体组织。良好的淬火组织可以使轴承零件具有良好的耐磨性能和高的接触疲劳性能，还可以得到良好的弹性和韧性等轴承所要求的最基本性能。

第二，为切削加工提供最理想的硬度范围。由于轴承的使用量很大，因此需进行大批量的切削加工，切削加工性能的好坏直接影响劳动生产率及产品的质量，因此对轴承钢的硬度有比较严格的要求。轴承钢经热轧或锻造后其硬度一般在255~340HB之间，其硬度太高，使车削加工困难，尤其不适于在自动车床上加工。经球化退火后GCr15轴承钢的硬度可控制在170~207HB，GCr15SiMn轴承钢的硬度在179~217HB之间，这种硬度范围可以提供良好的车削加工性能。

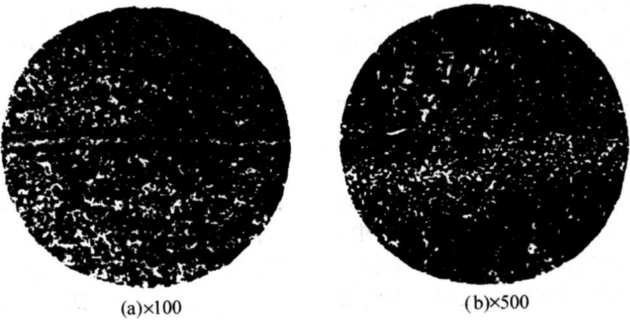
表 13.4-27 锭、坯加热制度对钢材碳化物带状组织的影响

工艺号	锭、坯加热制度特点	钢锭在1 220℃保温时间	125 mm方钢坯加热制度				ϕ28 mm退火状态检验结果				
			总时间	均热时间	均热开始温度/℃	出钢坯温度/℃	带状组织，离冒口1/3处		带状组织，离冒口2/3处		带状组织中碳化物形态
							平均	最高	平均	最高	
1	锭不扩散，坯不扩散	2 h 30 min	2 h 51 min	1 h 9 min	1 120～1 140	1 160	3.25	3.5	3.62	4.0	多、粗大、聚集有液析
2	锭不扩散，坯扩散	2 h 30 min	4 h	1 h 30 min	1 190～1 200	1 200	1.87	3.0	2.87	3.5	粗大、聚集有少量液析
3	锭扩散，坯不扩散	15 h	同工艺1				2.5	3.0	3.0	3.5	粗大、聚集无液析
4	锭扩散，坯扩散	15 h	同工艺2				2.5	3.0	2.25	3.0	细小、均匀无液析



(a)×100　(b)×500

图 13.4-59 按工艺2（锭不扩散、坯扩散）生产的钢材中的碳化物带状组织



(a)×100　(b)×500

图 13.4-60 按工艺3（锭扩散、坯不扩散）生产的钢材中的碳化物带状组织

第三，球化退火不但可以降低钢的硬度，还可以提高钢的塑性，有利于钢材进行冷拔加工和轴承零件的冷冲压加工。

球化退火的工艺可以分为低温球化退火（低于 A_{c1} 温度退火）、一般球化退火和等温球化退火。低温球化退火一般在低于并接近于 A_{c1} 的温度（GCr15轴承钢为670～720℃）下加热保温4～8 h后缓慢冷却。此种退火工艺在轧材或锻件上一般不采用，生产中有时应用于轴承零件淬火过热返修时。在冶金企业和轴承厂的轧制材和锻材多采用一般球化退火和等温球化退火工艺进行球化退火，现将两种工艺的原理和工艺阐述如下。

a）一般球化退火　一般球化退火的质量由加热温度、保温时间和冷却速度3大要素所决定。一般球化退火其加热温度高于临界点 A_{c1}，当加热温度超过 A_{c1} 时，便有珠光体组织转变为奥氏体组织的重结晶发生，加热温度超过 A_{c1} 不多时，轴承钢的组织由奥氏体加上未溶解的碳化物组成，这些未溶解的碳化物也就变成钢在冷却时的结晶核心。未溶解的碳化物的多少和加热温度的高低有直接的关系，加热温度超过 A_{c1} 越多则未溶解的碳化物愈少，加热温度愈接近 A_{c1} 其未溶解的碳化物愈多。加热温度过高或过低对球化组织都是不利的，加热温度过高则奥氏体组织愈均匀，未溶解的碳化物愈少，冷却时结晶核心就越少，形成的珠光体容易成片状。如果加热温度过低，轧后或锻后的片状珠光体将被保留下来。因此球化退火温度应选择一个合适的范围。对于GCr15轴承钢而言，在缓慢加热时，一般加热到765℃以上珠光体才能转变成奥氏体，这是加热温度的下限，当温度超过840℃时，退火组织中就会产生片状珠光体，这是退火温度的上限。在实际生产中由于装炉量的不同，以及原材料组织的均匀性不同，GCr15钢的退火温度范围为780～810℃，通常认为790℃是比较合适的温度。

球化退火的保温时间和选择的球化退火温度有直接的关系。保温时间随加热温度的升高而缩短。为确保获得良好的

退火组织就应根据不同的加热温度选择一个合适的保温时间。一般情况下，因保温时间过长而出现不合适组织的限度为820℃约12 h，780℃约50 h。对于正常轧制或锻制组织的GCr15轴承钢来说，在780℃时，珠光体向奥氏体的转变在5～10 min即可完成，即使原始组织中有细的网状碳化物，在800℃下30～40 min就可以完成聚集和部分溶解。因此退火保温时间实际上有1 h就足够了。但对于大生产中球化退火保温时间来说，由于受装炉量的多少、原始组织的不均匀性以及炉子均温性能和装炉方法不同的影响，全炉钢料不可能在短时间内达到匀匀一致，在大生产中通常保温2～6 h不等。

退火工序中的冷却速度决定了珠光体的分散度，并直接影响到退火钢的硬度和淬火－回火工艺性能以及力学性能，因此冷却速度是退火工艺中关键问题之一。图13.4-61示出了退火冷却速度对轴承钢的退火硬度和碳化物颗粒尺寸的影响。

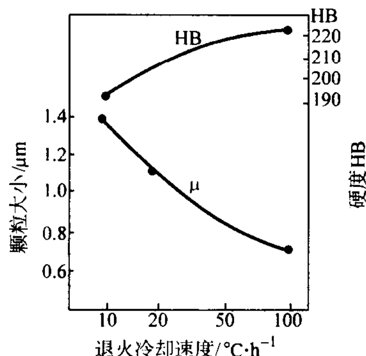


图13.4-61　退火冷却速度与GCr15轴承钢的退火硬度及碳化物颗粒的关系

从图13.4-61可见，当冷却速度大于100℃/h时，由于珠光体转变的形核率猛增，已形成的碳化物颗粒来不及扩散而不能长大，所以形成大量极细密的碳化物，硬度较高。冷却速度小则形成颗粒较大的碳化物，其碳化物周围有较大范围的铁素体，因而其硬度较低。在实际生产中，冷却速度一般控制在10～30℃/h范围。装炉量大的情况下实际冷却速度要慢些，装炉量小的情况下可以快些。

GCr15轴承钢的一般球化退火工艺为：加热温度780～810℃，保温时间2～6 h，随后以10～30℃/h的速度冷却到650℃出炉空冷。所得硬度为179～207HB。

b）等温球化退火　GCr15轴承钢等温球化退火的典型工艺曲线如图13.4-62所示。

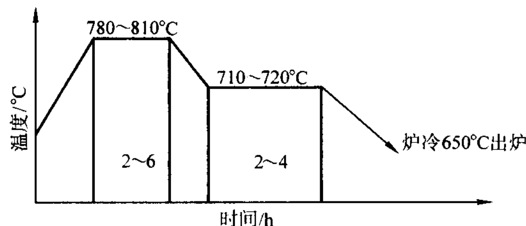


图13.4-62　GCr15轴承钢等温球化退火工艺曲线

GCr15轴承钢的等温球化退火是将钢材加热到780～810℃，经过充分保温后，使片状珠光体转变为奥氏体加碳化物，然后迅速冷却到A_1点以下的710～720℃的温度范围进行充分的保温，利用过冷奥氏体在固定的温度下，于较短的时间内发生恒温转变，使奥氏体转变为珠光体。这样得到的硬度为207～229HB。球状珠光体的分散度和退火钢的硬度与等温温度及保温时间有直接的关系。为了在退火后得到179～207HB的硬度，退火等温温度应为725～730℃，保温时间应延长到3～5 h，因此等温退火能缩短退火时间的优点便消失了。为了缩短退火时间，等温退火就必须在710～720℃左右等温2～4 h，采用这种等温温度退火后的轴承钢其退火硬度比一般球化退火钢稍高。因此等温退火多适用于硬度允许偏高的情况。过冷奥氏体在恒温转变中，转变温度决定了珠光体的分散度。等温温度低其退火组织的分散度大，其退火硬度值增高。因此可以根据所需要的珠光体的分散度选取等温温度。由于珠光体是在恒温下形成的，所以等温退火后可以得到最分散而均匀的组织，且可以缩短生产周期，提高生产率。

3）淬火热处理　高碳铬轴承钢GCr15的淬火热处理通常在轴承生产企业进行。高碳铬轴承钢的淬火热处理是将钢加热到临界点A_{c1}～A_{cm}之间某一温度，保温一段时间后，使钢中珠光体转变为奥氏体，然后以大于临界冷却速度的冷速在冷却介质中进行冷却，得到马氏体组织。高碳铬轴承钢淬火可以获得高的硬度和强度以及高的耐磨性能，并通过回火，使钢获得理想的综合力学性能，尤其是使钢具有高的疲劳性能。为获得理想的综合力学性能，高碳铬轴承钢淬火后的显微组织应由隐晶及细小结晶的马氏体、细小而分布均匀的球状碳化物以及少量的残余奥氏体组成。在一般淬火－回火情况下，以质量分数计马氏体约占80%以上，碳化物占5%～10%，残余奥氏体占9%～15%。高碳铬轴承钢GCr15的性能是上述3种相性能的综合，因此选择合适的淬火温度、保温时间和冷却速度是获得理想组织和性能的3大要素。

①淬火温度的选择　淬火温度的选择一般选择在A_{c1}～A_{cm}之间的不同温度，淬火温度过高或过低都不行。退火轴承钢的组织中约有质量分数为15%～20%的碳化物，但它却集中了钢中98%以上的碳和80%以上的铬以及52%的锰，在加热过程中碳化物不断溶入奥氏体中且进行扩散。真正影响钢性能的是溶入奥氏体中的碳及合金元素的量。为了充分发挥合金元素改善钢的性能的优良作用，就得适当提高淬火温度。随着淬火温度的升高，奥氏体碳、锰、铬含量的增加，过冷奥氏体稳定性增大，C曲线右移，从而提高钢的淬透性；奥氏体碳含量提高，使钢中马氏体的硬度和强度增大。但淬火温度过高会带来另外的缺点：淬火温度过高，则奥氏体碳含量及合金元素的含量增加，其M_s点迅速下降，导致淬火组织中残余奥氏体量的显著增加，从而使钢的硬度和尺寸稳定性降低；淬火温度过高还可能使奥氏体晶粒长大，导致淬火后针状马氏体粗大，使钢的韧性、强度降低；淬火温度越高，冷却时产生的热应力越大，淬火变形及开裂倾向就越大；钢的加热温度越高，其脱碳速度也迅速增大。要得到淬火组织中最适当的相组成和最合适的马氏体碳含量及合金元素含量，要得到细针状马氏体，同时要考虑工件不开裂、变形小、尺寸稳定、少脱碳等因素，以充分发挥钢材潜在的优良性能，就必须在矛盾的诸因素中选择一个最合适的淬火温度。

高碳铬轴承钢GCr15是过共析钢。过共析钢选用的是不完全淬火，目的是在淬火加热时，只要求部分的碳化物溶解于奥氏体中，在淬火后的基体中即可达到最合适的碳含量和合金元素的浓度。为了获得高的硬度和耐磨性能，在淬火后要求钢中保留部分未溶解碳化物。GCr15轴承钢的A_{c1}为760℃，A_{cm}为900℃，因此淬火温度可选择在830～860℃。

②淬火保温时间的选择　淬火保温时间也是淬火工序中的一个重要参数。淬火保温可以使零件均匀地达到指定的温度，并在指定的淬火温度下，使合金碳化物充分向奥氏体溶解，并使其成分均匀。淬火保温时间的长短和原始组织中碳化物颗粒大小以及零件的有效厚度、淬火加热设备和淬火加热温度有直接的关系。当轴承钢的原始组织中碳化物比较细小，轴承零件有效厚度较薄，淬火加热温度较高，其加热保温时间可以短一

点，在盐浴炉中加热其保温时间要比在空气炉中加热短得多。目前在轴承厂箱式电炉上进行淬火加热时的保温时间多按轴承零件的有效厚度进行计算，当轴承套圈的有效厚度分别为3～5 mm、6～8 mm、9～12 mm和13～16 mm时，其淬火温度分别采用840℃、845℃、850℃和855℃，其保温时间分别采用6～8 min、9～12 min、13～15 min、16～20 min。

③淬火冷却条件和冷却方式的选择

a）淬火冷却条件的选择　决定淬火质量的另一个重要因素是工件的冷却条件。在淬火冷却过程中，冷却速度必须合适，不能太慢，也不能太快。淬火冷却速度太慢则易出现珠光体型转变，在淬火后出现淬不透或局部出现屈氏体、软点等缺陷。淬火冷却速度太快则易出现内应力过大，以至导致开裂和过大的淬火变形。因此选择合适的临界冷却速度进行淬火是一个重要的条件。钢的临界冷却速度和奥氏体的状态有关。而奥氏体的状态与钢的加热温度、保温时间以及原始组织有关。因此钢的临界冷却速度和上述因素有直接的关系。GCr15轴承钢其原始组织为球状珠光体，其加热温度分别为830℃、920℃和1 100℃时，其临界冷却速度分别为36℃/s、7.8～8.5℃/s和4.8～6.0℃/s。因此可以说，淬火温度高、保温时间长、原始组织细，则临界冷却速度可以小些，此时可以选择冷却能力小的介质。

目前轴承生产企业常采用的淬火介质有10号、20号机械油，10号轻柴油、苏打水溶液，也有使用煤油与机械油的混合油以及水玻璃水溶液介质。淬火冷却介质的冷却能力和其温度有关系，例如水温从20℃升到100℃，其冷却能力减少20～40倍，因此一般苏打水溶液的温度控制在40℃以下。但矿物油的冷却能力在20～80℃之间，冷却能力相差不大，但超过80℃其冷却能力则随之下降，由于冷却不良而造成硬度不够，但油的温度太低将增加零件的变形和开裂的倾向，因此矿物油的油温一般控制在20～80℃为宜。

淬火介质的采用和轴承零件的尺寸也有关系，通常情况下，GCr15轴承钢制的滚子、套圈和直径小于1/2 in的钢球，在油中冷却，油温控制在20～80℃。直径大于1/2 in的GCr15钢球在苏打水中冷却，苏打水质量浓度为8%～27%，温度15～40℃。水温和苏打的浓度有直接的关系，当苏打水溶液浓度为8%～10%，则水温必须在15～25℃，而苏打水溶液浓度增加到23%～27%，水温在40℃以下均可得到合格的硬度和软点深度在0.1 mm之内。

b）淬火冷却方式——直接淬火、分级淬火和等温淬火　直接淬火工艺比较简单，在正常淬火温度加热保温后，迅速将钢料或零件放入淬火介质中冷却到室温，得到马氏体组织。

分级淬火是将零件在正常淬火温度加热保温后，将钢料或零件迅速放入温度略高于M_s点或略低于M_s点的介质中，停留一段时间后移入室温介质中冷却到室温。对于GCr15轴承套圈而言，分级淬火在M_s点以下，通常选用120～200℃之间。因为在适合分级淬火的钢种中，GCr15轴承钢的M_s点比较高，如果选用M_s点以上分级淬火则冷速达不到临界冷速。分级淬火的保温时间通常为2～5 min。分级淬火的目的是减少淬火时薄壁套圈变形和复杂零件的开裂。其主要原因是在M_s点附近进行等温，可使零件中心与表面温差减少，可减少零件断面因收缩不一致而产生的热应力，同时在M_s点附近等温有陈化稳定作用，使残余奥氏体增加，组织应力减少。由于残余奥氏体量的增加，因此要增加冷处理工序，残余奥氏体可以在-75℃进行冷处理时进一步转变。为使分级淬火后硬度达到要求，希望原始组织为细小均匀的粒状或点状珠光体，因此其原始组织都需经事先的正火处理。

等温淬火方法，目前仅用于个别要求高冲击韧性、高可靠性的轴承零件。这种工艺与以获得贝氏体组织为目的的一般等温淬火方法不同，它还是以得到马氏体为目的的淬火方法。严格说，这种不是以获得等温产物为目的的淬火方法不应属于等温淬火。用这种方法可以得到a_K为98～120 J/cm²而硬度为60～64HRC的轴承零件。这是用其他淬火方法难以达到的。其工艺是在正常淬火温度加热和保温后，随后在(130±5)℃的10号或20号机械油中等温120～140 h，取出冷却后不再进行回火处理。只是在初磨、终磨后进行两次130～140℃、3～4 h的附加回火。为了提高等温淬火后的硬度，在退火前要施以正火处理，以便使退火处理后得到点状珠光体。如果等温时间减少到15 h，则a_K值为79 J/cm²，其硬度还可以保证在62HRC以上。

4）回火　轴承零件淬火后，不经回火还不能使用。因为淬火后，轴承零件处于高应力状态，在长时间存放或使用过程中，可能自行变形或开裂；淬火组织中的马氏体和残余奥氏体皆属亚稳定相，有自发缓慢地向稳定相转变的趋势，加上残余应力的作用，会引起零件尺寸改变，丧失零件精度；并且淬火后零件很脆，不耐冲击。通过回火可以消除内应力，防止开裂，并能使亚稳态组织变为较稳定的组织，从而稳定尺寸；通过回火还能在稍稍降低硬度的情况下，大大提高韧性，获得良好的综合力学性能。回火是淬火后必不可少的工序，而且是决定轴承零件使用状态下内在质量的最后热处理工序。轴承钢的回火热处理关键是要选择合适的回火温度和保温时间。由于大多数钢都具有回火脆性，在200～400℃回火后其冲击韧性比在130～160℃回火后还要低，通常把这个特殊性能称为"第一类回火脆性"。从图13.4-63可见，GCr15轴承钢冲击吸收功下降较大的温度范围在225～350℃。第一类回火脆性产生的原因，早些时候曾认为是钢中残余奥氏体分解造成的。高碳铬轴承钢的回火脆性激烈发生的温度大致与残余奥氏体激烈分解的温度（GCr15轴承钢为200～270℃）相吻合。但也有些带第一类回火脆性的钢，这两种温度并不一致，而且几乎无残余奥氏体的淬火钢也毫无例外地出现第一类回火脆性。因此，对第一类回火脆性的解释，目前理论多倾向于回火时马氏体在该温度的分解产物所造成。但是轴承钢的残余奥氏体分解，至少也应是冲击韧性降低的原因之一，因为残余氏体具有较好的冲击韧性。目前有资料认为，GCr15轴承钢淬火后于150℃回火，当保温时间超过7～8 h之后，将导致韧性下降。保温时间延长到15 h与保温2.5 h的a_K值相当；保温30 h的a_K值几乎等于淬火钢不回火的冲击值。这说明回火时，不能够任意借延长保温时间来提高冲击韧性。长时间保温使冲击韧性下降的原因还有待于进一步探讨。

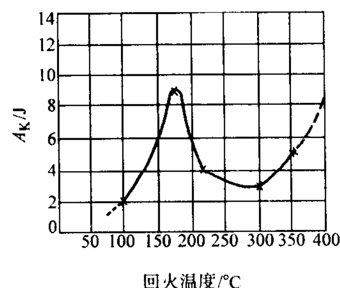


图13.4-63　GCr15钢冲击韧性与回火温度的关系

轴承零件的性能和回火工艺规范有密切的关系。决定轴承零件回火后性能的关键因素是回火温度和回火时间。如果轴承零件回火不足，轴承在使用过程中将引起尺寸改变，硬度下降，脆性及早期疲劳损坏；如果回火过度，则硬度降低，强度下降而不合格。因此选择合适的回火温度和回火时间是保证使用性能的关键。回火温度的选择首先依据轴承的

工作温度和对硬度的要求，同时参照轴承零件的一般性能要求及特殊要求。为保证轴承零件在使用条件下的尺寸和性能的稳定，回火温度不应低于工作温度；为保证轴承零件需要的硬度、耐磨性和耐疲劳性能，并综合考虑回火时强度、韧性的变化。图 13.4-64 表示回火温度对综合力学性能的影响。一般认为，对 120℃以下工作的轴承零件，采用 150 ~ 170℃回火较为合适。对于有特殊要求的轴承，例如要求在较高温度下工作，并需保证组织、性能和尺寸稳定的轴承，其回火温度可根据比工作温度高 50℃左右的原则，分别选用 200℃、225℃、250℃、300℃等温度回火。目前在轴承生产中，通常把 200℃以上的回火俗称为“高温回火”，这是相对于一般 150 ~ 170℃的回火而言的。回火温度超过 200℃以上，随着回火温度的提高，硬度下降较多，从而使轴承寿命急剧降低。目前轴承零件的高温回火通常只用到 300℃。更高温度下使用的轴承，则选用高温轴承材料制造。

回火时间的选择应根据所选定的回火温度下，组织及主要性能指标随回火时间而变化的趋势，应尽量缩短时间提高生产率的原则而定。回火热处理进行保温，其目的是使炉内所有工件及工件的表面和心部都均匀达到回火温度，并进行充分的回火转变。在同一回火温度下，其组织、应力及性能的变化在开始时进行的比较快，经过一定时间后即趋于相对平衡。回火时间和冲击吸收功的关系如图 13.4-65 所示。一般轴承零件在空气电炉中进行回火，通常保温 2 ~ 4 h。用油炉、硝盐炉，因介质传热快而均匀，时间可稍微缩短。“高温回火”的轴承零件，保温时间一般都采用 3 h。

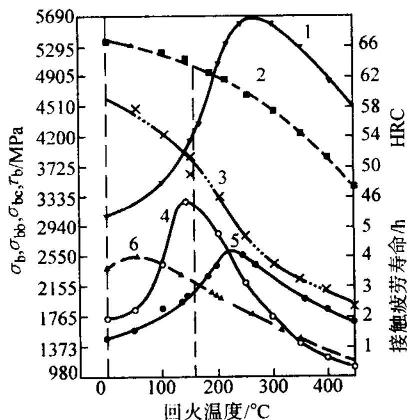


图 13.4-64　回火温度对综合力学性能的影响

1—弯曲；2—硬度；3—压缩；4—接触疲劳；5—扭转；6—拉伸

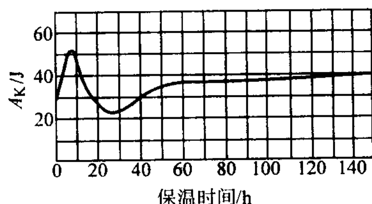


图 13.4-65　GCr15 钢 150℃回火时，保温时间与冲击吸收功的关系

除正常回火以外，轴承厂还经常采用附加回火。附加回火通常在经热处理后的轴承零件在磨削加工以后进行。附加回火的工艺为，在磨加工以后，立即用低于原回火温度 20 ~ 30℃的条件进行回火，一般保温 3 ~ 6 h。附加回火的目的是及时消除磨削应力，进一步稳定组织，提高尺寸的稳定性。

综上所述，GCr15 轴承钢的热处理工艺参数汇总为表 13.4-28。

表 13.4-28　GCr15 钢的热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度 HB (压痕直径/mm)
退火	780 ~ 810	2 ~ 6	10 ~ 30℃/h，炉冷至 650℃出炉空冷	179 ~ 207 (4.2 ~ 4.5)
等温退火	780 ~ 810	2 ~ 6	冷至 710 ~ 720℃，保温 2 ~ 4 h 后空冷	207 ~ 229 (4.0 ~ 4.2)
正火 (为消除网状碳化物)	900 ~ 950	0.5 ~ 0.83	分散空冷，大锻件风冷	269 ~ 375 (3.15 ~ 3.70)
高温回火	650 ~ 700	1 ~ 2	空冷	229 ~ 285 (3.6 ~ 4.0)
淬火	825 ~ 850①		油冷，3%Na_2CO_3 溶液①，10%NaCl 溶液①	—
	835 ~ 860②		油冷②	
	820 ~ 850③		油冷③	
回火	150 ~ 170	2 ~ 4	空冷	62 ~ 66HRC① 61 ~ 65 HRC② 61 ~ 65HRC③

① ϕ35 ~ 50 mm 钢球。
② $\phi \leqslant$ 35 mm 滚子。
③ $\phi \leqslant$ 20 mm 套圈。

3.1.2　高温轴承钢的热处理

目前我国使用的高温轴承钢主要为 Cr4Mo4V（M50），有的地方也使用 W9Cr4V、W18 Cr4V 和高温不锈轴承钢 Cr14 - Mo4。这里以 Cr4Mo4V 为例，介绍高温轴承钢的热处理特性和典型工艺等。

Cr4Mo4V 高温轴承钢属于高速工具钢的一种，钢中含有较高的碳以及较高的铬、钼和钒等合金元素，故能形成大量的粗大碳化物，属于莱氏体钢。由于钢中含有较高的碳，易产生碳化物的偏析，因此在热加工和热处理以及车磨加工等工序中均需严加注意。由于 Cr4Mo4V 具有较高的高温硬度，因此采用真空自耗炉重熔的 Cr4Mo4V 在 250℃以上的高温下，其承载能力和采用同样方法冶炼的 GCr15 轴承钢的室温下的承载能力相当。在我国，Cr4Mo4V 高温轴承钢已得到比较普遍的使用。因此 Cr4Mo4V 的热处理规范的制订以及实施则显得非常重要。

（1）退火

Cr4Mo4V 钢由于钢中的合金元素含量较高，锻造后虽然进行缓冷但钢的硬度仍然很高，并且锻造缓冷后为片状珠光体加较大的块状碳化物，为了便于车削加工以及给淬火作好良好的组织准备，必须经过退火。由于钢中含有较高的碳和钼，钢的脱碳倾向比较严重，因此在冶金企业退火时为防止脱碳，需将钢材装入管内并加入一定量的木炭并进行封口后进行退火。在轴承生产企业可将轴承零件埋入铸铁屑加少量米粒大小的木炭粉内，装箱封闭退火。

Cr4Mo4V 的退火温度范围为 800 ~ 880℃，但温度到达 920℃时，仍能得到比较满意的硬度。钢材的退火硬度和加热温度之间的关系如图 13.4-66 所示。但以碳化物球化情况和所需硬度进行综合考虑，比较理想的退火温度为850 ~ 880℃。

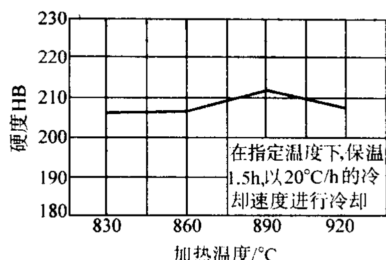


图 13.4-66 Cr4Mo4V 退火温度与硬度的关系

退火冷却速度对硬度有明显的影响。随着冷却速度的增加，钢的硬度增高，如图 13.4-67 所示。

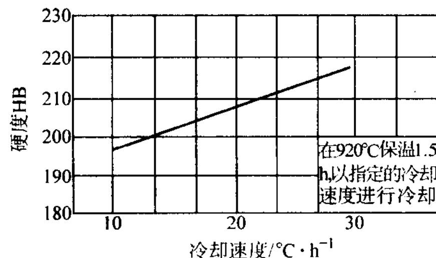


图 13.4-67 Cr4Mo4V 钢退火冷却速度与硬度的关系

为了降低硬度，在实际生产中一般采用 10℃/h 以下的冷却速度为好。但在实际生产中，为便于掌握，以 20℃/h 的速度进行冷却，也可以得到满意的效果。对于 Cr4Mo4V 的退火冷却有两种方法，一种是连续冷却，即在退火保温后以 15℃/h 的速度冷却 10 h，然后以 30℃/h 的速度冷却到 560℃出炉空冷。另一种方法是等温冷却，即退火保温后以 25℃/h 的速度冷却到 720℃保温 4 ~ 6 h，再以 30℃/h 的速度冷却到 560℃出炉。在生产中采用等温退火工艺效果较好。典型的退火工艺曲线如图 13.4-68 所示。按此工艺退火后钢的硬度为 197 ~ 241HB，压痕直径为 3.9 ~ 4.3 mm。球化组织为大块状一次碳化物及细小的碳化物颗粒均匀地分布在铁素体基体上。

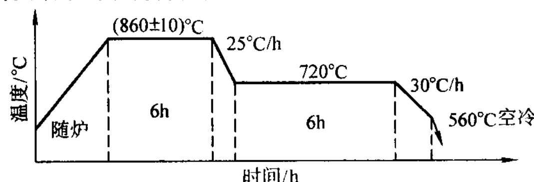


图 13.4-68 Cr4Mo4V 钢退火工艺曲线

(2) 淬火

Cr4Mo4V 高温轴承钢经球化退火后其硬度为 197 ~ 241HB，经车削加工成轴承零件再经软磨然后进行淬火处理。为了防止在淬火过程中，由于车、软磨和打字等冷加工形成一定的内应力而造成的开裂，最好在 600 ~ 650℃保温2 h，随后炉冷进行消除应力退火。为防止退火时的表面氧化现象，退火应该在真空炉内，或者生铁屑装箱保护下进行。

淬火工艺参数的选择如下。

1) 预热　轴承零件在淬火处理时，首先应进行预热，预热的温度一般采用 850℃，预热时间为保温时间的 1.5 ~ 2 倍。预热的目的是以比较小的加热速度把钢加热到某一中间温度，在该温度下进行较长时间的保温使钢的温度内、外均匀，然后再加热到淬火加热温度，这样可以减少热应力以防止开裂。预热还有一个目的是在预热阶段积累热量，可以缩短在高温下的停留时间，以便减少氧化和脱碳。

2) 淬火加热温度　淬火加热温度一般选用比较高的温度。当 Cr4Mo4V 钢加热到 A_{c1} 点（724℃）时，珠光体转变为奥氏体，但对于 Cr4Mo4V 钢来说，在稍高于 A_{c1} 点以上进行淬火，效果很小。由于钢中存在大量的碳化物，为使碳化物溶解必须提高加热温度，随着加热温度的提高，碳化物的溶解量也增加，因此奥氏体合金化浓度也增高。但奥氏体晶粒随淬火温度的提高而变得粗大，并且残余奥氏体量也增加。当温度超过某一值后，淬火硬度显著增加。图 13.4-69 表示淬火温度对淬火后残余奥氏体量和硬度的影响。图 13.4-70 表示淬火温度和冲击韧性值的关系。图 13.4-71 表示不同淬火温度淬火后典型的淬火组织。从图 13.4-69 和图 13.4-71 可见，不同淬火温度淬火后其硬度、晶粒度和残余奥氏体量都不太一样。从图 13.4-70 可见，1 110 ~ 1 120℃淬火后冲击韧性值较高。从综合性能考虑，淬火加热温度采用1 100 ~ 1 200℃比较合适，在工业生产中大多采用（1 110 ± 5）℃为宜。

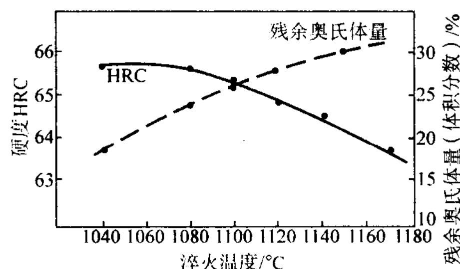


图 13.4-69 淬火温度和硬度及残余奥氏体量的关系

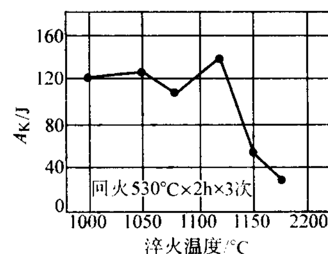


图 13.4-70 冲击吸收功与淬火温度的关系
（在 250℃条件下进行冲击试验）

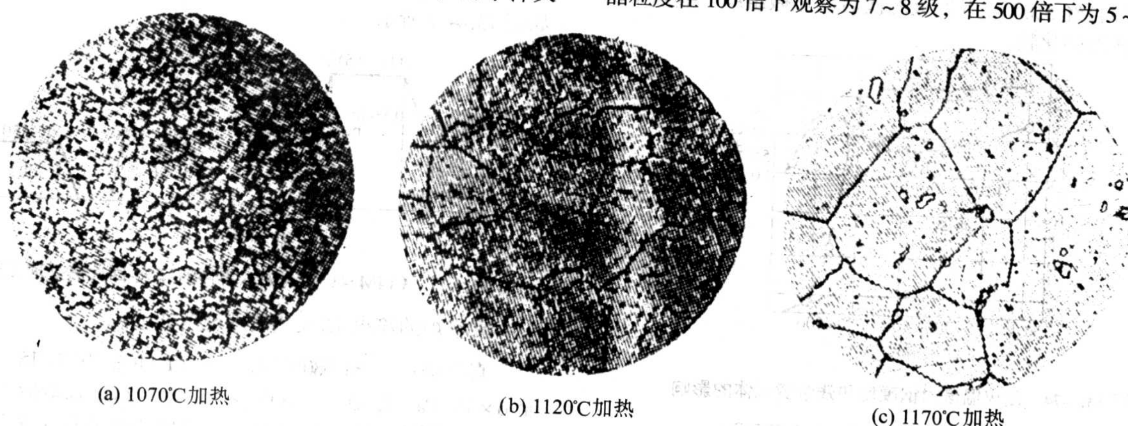
3) 淬火加热保温时间　在加热温度下进行保温，其目的是保证钢的内外温度均匀，并且使碳化物溶解入奥氏体中并使奥氏体中的合金元素均匀化。在加热温度下随着时间的延长，碳化物的溶解会有所增加，但这不如提高温度显著。图 13.4-72 表示淬火加热时间对钢的硬度、晶粒度和残余奥氏体的影响。在 1 120℃下分别保温 2 min 和 20 min 的淬火组织如图 13.4-73 所示。上述情况表明，从淬火后的硬度、晶粒度和残余奥氏体等方面进行综合考虑，保温时间以 5 ~ 20 min为宜。

在实际生产中，具体的保温时间和淬火加热设备有密切的关系，在盐浴中加热装载量适当时，加热保温时间可按滚动体直径或套圈厚度 0.5 ~ 1 min/mm 来计算，可获得良好的淬火组织。在真空热处理进行淬火时，由于工件是随炉升温，因此其加热保温时间一般为 15 min。我国某轴承厂 Cr4Mo4V 真空淬火的工艺为 $\xrightarrow{40'}$ 1 080℃/10′ $\xrightarrow{10'}$（1 110 ± 10）℃/15′ ⟶ 充 N_2 至 6×10^4 Pa 冷却。

4) 冷却　Cr4Mo4V 钢的淬火，在盐浴中保温后一般在油中进行冷却，油温以 60 ~ 80℃为好。操作时需将工件串动，使工件冷却均匀。在工件和油温相同后取出空冷。目前许多轴承厂采用真空淬火热处理进行淬火，在此种情况下，淬火冷却在充 N_2 的条件下进行，一般充 N_2 至 6×10^4 Pa。

产品进行淬火后，淬火质量由淬火后的硬度、组织来确认。淬火后的硬度是衡量淬火效果的主要项目之一。采用 1 100 ~ 1 120℃淬火后，其硬度应为 62 ~ 63.5HRC。淬火后的显微组织应为轮廓清晰的隐晶晶粒组织与分散的未溶碳化物。

在隐晶晶粒内用特种腐蚀剂或延长腐蚀时间，可以显示出典型的针状马氏体组织和残余奥氏体。通常情况下，对于淬火组织的检查，只检查晶粒大小和残留碳化物的数量。适宜的晶粒度在 100 倍下观察为 7 ~ 8 级，在 500 倍下为 5 ~ 6 级。



(a) 1070℃加热　(b) 1120℃加热　(c) 1170℃加热

图 13.4-71　Cr4Mo4V 不同淬火温度的淬火组织
（5% ~ 10%硝酸酒精溶液腐蚀）

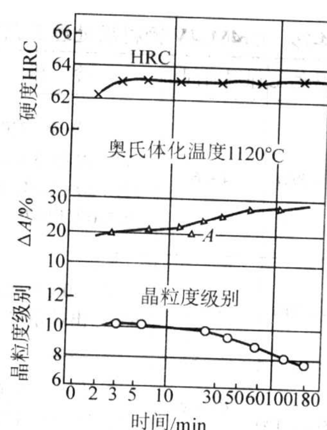
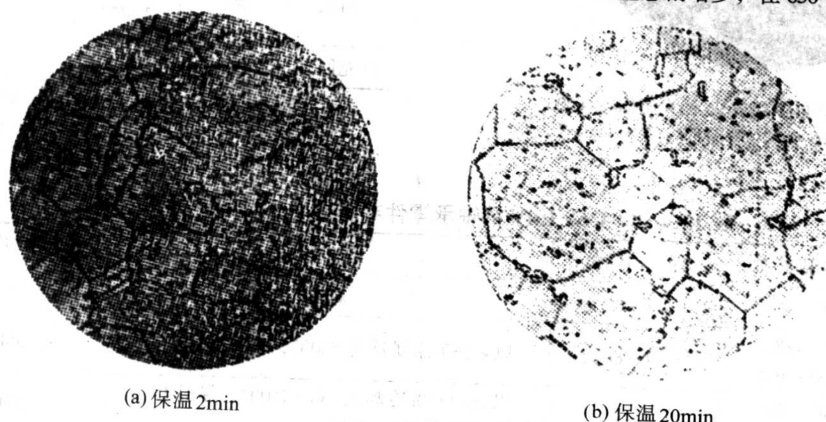


图 13.4-72　淬火加热时间与 Cr4Mo4V 钢的硬度、晶粒度和残余奥氏体量的关系

（3）冷处理和回火

Cr4Mo4V 钢经淬火后有相当多的残余奥氏体，在 1 120℃保温 20 min 后淬火，钢中的残余奥氏体为 23%。为防止高温轴承在使用过程中出现因残余奥氏体转变而引起尺寸变化，须进行淬火后的冷处理和反复高温回火，使残余奥氏体分解，以保证高温轴承在使用时的尺寸稳定性。经上述淬火处理后，经 - 76℃的冷处理后钢中残余奥氏体量减至 5%，再经 550℃回火 1 h 后又可减少至 3%。同样的淬火条件下，淬火后在空气中放至 24 h 以后，再经 550℃ × 1 h 反复回火 5 次，残余奥氏体量减少至 1% 以下。试验证明，淬火后先经冷处理，再经二次回火，比不经冷处理的 3 次回火效果要好。

回火处理在大生产中一般是采用 550℃的温度回火 2 ~ 3 次。对淬火钢在 200 ~ 650℃的温度下回火 1 h，其硬度和残余奥氏体的变化如图 13.4-74 所示。从图 13.4-74 可见，在 450℃以下温度回火 1 h，残余奥氏体只分解 1%，超过 500℃回火，残余奥氏体分解量急剧增多，在 650℃进行回火残余奥氏体



(a) 保温 2min　(b) 保温 20min

图 13.4-73　Cr4Mo4V 在 1 120℃下保温 2 min 和 20 min 后的淬火组织

充分分解。在 1 120 ~ 1 150℃淬火后，不同温度回火后的硬度变化曲线如图 13.4-75 所示。从图 13.4-75 可见，在回火时残余奥氏体的分解可以使钢出现二次硬化，为使残余奥氏体充分分解，一般在 500 ~ 600℃温度范围内回火 2 ~ 3 次。第一次回火加热中，淬火马氏体发生回火转变，在冷却过程中残余奥氏体可分解为二次马氏体，但形成马氏体时所产生的内应力未能消除，因此需进行二次回火，使二次马氏体发生回火转变，并消除内应力，使工件脆性消除。第二次回火还可将第一次回火未完全转变的残余奥氏体转变为未被回火的二次马氏体，因此需进行第三次回火。目前轴承厂的 Cr4Mo4V 钢多采用 550℃下每次 2 h 回火 3 次。有时候经 - 76℃冷处理后，经 550℃两次回火。Cr4Mo4V 钢淬火后如果采用二次回火后，仍有部分残余奥氏体未被分解，或二次马氏体未得到充分的回火，则为回火不充分，需进行再一次回火，使残余奥氏体得到充分的分解和使二次马氏体得到充分的回火。回火不充分的特征是，用硝酸酒精浸蚀，试片受腐蚀程度不均匀，在显微镜下观察，有的视场出现白亮区，即所谓花脸。回火不充分易导致轴承零件磨裂或造成尺寸不稳定。

如果发现此种现象，应及时再作一次回火。图 13.4-76 为经 1 120℃油冷再经 550℃ 2 h 回火两次后的显微组织。其组织为回火马氏体加碳化物。

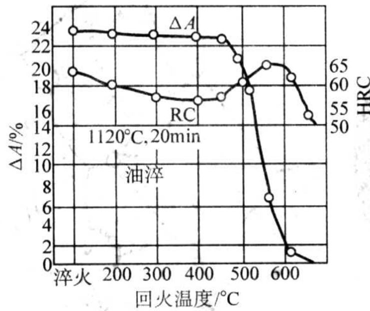


图 13.4-74　回火温度对钢硬度和残余奥氏体的影响

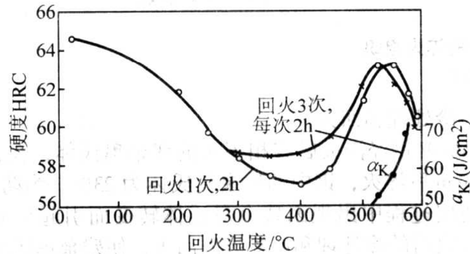


图 13.4-75　回火温度和回火次数对钢硬度的影响



图 13.4-76　Cr4Mo4V 钢淬火-回火组织　×500
4%硝酸酒精腐蚀

Cr4Mo4V 的淬火－回火处理，轴承厂目前可采用盐浴炉或真空热处理炉进行。盐浴炉淬火－回火热处理的工艺曲线如图 13.4-77 所示。

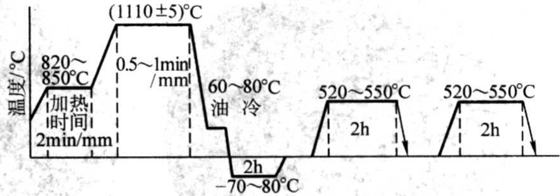


图 13.4-77　Cr4Mo4V 钢制轴承零件的淬火-回火热处理工艺曲线

真空炉的淬火-回火热处理规范如下：

真空炉：$\xrightarrow{40'}$1 080℃/10′$\xrightarrow{10'}$（1 110 ± 10）℃/15′⟶充 N_2 至 6×10^4 Pa，冷却⟶550℃ × 2 h 回火 3 次/真空炉⟶空冷。

综上所述，冶金厂 Cr4Mo4V 钢材的热处理工艺汇总结果见表 13.4-29，Cr4Mo4V 钢轴承零件毛坯或成品热处理工艺参数见表 13.4-30。

表 13.4-29　Cr4Mo4V 钢材热处理工艺参数

工序名称	加热温度/℃	保温时间/h	冷　却	硬　度
等温退火	850 ~ 880	4 ~ 6	炉冷至 720 ~ 740℃保温 3 ~ 6 h，再以 20 ~ 30℃/h 冷至 550℃出炉空冷	197 ~ 241 HB
冷拉中间坯成品退火	680 ~ 710	4 ~ 6	以 20℃/h 冷至 550℃出炉空冷	197 ~ 250 HB
淬火	1 100 ~ 1 120	30 ~ 60 s/mm①	油冷（油温 60 ~ 120℃）至 170 ~ 180℃空冷	62 ~ 63.5 HRC
回火	550	回火 3 次，2 h/次	空冷	
补充回火	350	2	空冷	≥62HRC

① 淬火加热前应在 850℃预热（盐炉中每 mm 2 min）；淬火时，先于空气中预冷至 900 ~ 950℃，再转入油冷。淬过火的零件不要直接接触冷金属，而且应当及时回火。

表 13.4-30　Cr4Mo4V 钢轴承零件毛坯或成品热处理工艺参数

工序名称	加热温度/℃	保温时间/h	冷　却	硬　度	金相组织
去应力退火	680 ~ 750	4 ~ 8	炉冷	—	—
一般退火	830 ~ 880（860 ± 10）	4 ~ 8	以≤25℃/h 炉冷至 550℃，出炉	≤255HB	细小均匀球化组织
等温退火	830 ~ 880（860 ± 10）	4 ~ 8	以≤40℃/h 冷却至 730 ~ 750℃，保温 4 ~ 6 h 后冷却到 550℃，出炉	≤255HB	细小均匀球化组织
淬火	预热 820 ~ 850 最终加热 1 100 ~ 1 120	40 ~ 70 s/mm	1）在 530 ~ 570℃硝盐中冷却后空冷 2）在 80 ~ 150℃热油中冷却 3）在 30 ~ 80℃油中冷却	≥63HRC	淬火后晶粒度 8 ~ 10 级（按 100 倍晶粒度评级）
第一次回火	520 ~ 550	2	空冷	—	—
冷处理	-70 ~ -80	1 ~ 2	取出后空冷到室温方可回火	—	—
第二次回火	520 ~ 550	2	空冷	—	—
第三次回火	520 ~ 550	2	空冷	61 ~ 65HRC	—
附加回火	180 ~ 250 或 500 ~ 520	3 ~ 5	空冷	—	—

3.1.3 不锈轴承钢的热处理

不锈轴承钢我国多采用9Cr18或9Cr18Mo，因此对9Cr18的热处理工艺进行研究有较重大的意义。9Cr18不锈轴承钢的热处理有退火、淬火和回火。

(1) 退火

退火组织和锻造以后所得到的组织的粗细有密切的关系，正常的锻造组织为片状珠光体加碳化物所组成。在锻造以后的组织中不允许有过热、过烧、孪晶等组织，以及因停锻温度过高，冷却缓慢而产生的粗大网状碳化物的存在，这些组织在退火工序中都无法消除，影响到钢的性能。如果锻造组织中有孪晶存在，在退火后会出现孪晶碳化物，如图13.4-78所示，使钢的性能变坏。锻造后如果得到细的锻造组织在退火后其退火组织要好，并且硬度也较低，如果锻造组织比较粗大，退火后的组织均匀性要差，并且退火硬度也较高。

退火有去应力退火和球化退火，去应力退火适用于冷冲钢球，退火温度为600~650℃，保温4~6 h后空冷。球化退火为冶金企业轧制以后和轴承生产企业锻造后进行退火的主要工序。球化退火有低温退火、一般退火和等温退火。低温退火适用于轴承零件淬火欠热返修前的退火，退火温度为680~780℃，保温4~6 h后炉冷至600℃出炉，这种退火实质为高温回火。一般退火和等温退火是轧材和锻材的球化退火的主要方式，其工艺曲线如图13.4-79所示。

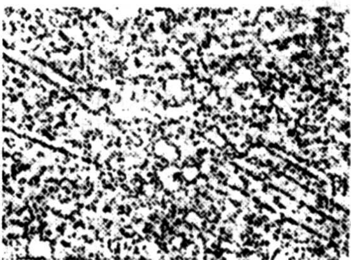


图13.4-78 9Cr18钢退火孪晶碳化物

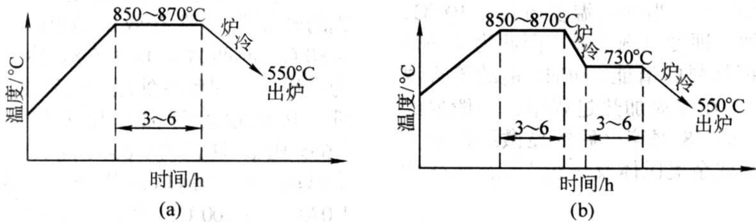


图13.4-79 9Cr18钢一般退火（a）和等温退火（b）工艺曲线

退火温度和冷却速度对9Cr18钢的硬度和组织有较大的影响，因此选择合理的退火温度和冷却速度是非常重要的。9Cr18钢的退火温度范围较宽，在800~900℃均可得到合格的组织和硬度。在实际生产中多选用850~870℃。退火温度对硬度的影响如表13.4-31。退火冷却速度可以在小于90℃/h的情况下进行，在生产中通常可选用30~90℃/h的冷却速度进行冷却，在此冷速下可得到合格的硬度和组织。冷却速度对硬度的影响见表13.4-32。

表13.4-31 退火温度对9Cr18钢硬度的影响

退火工艺			硬度HB
退火温度/℃	保温时间/h	600℃以上的冷却速度/℃·h⁻¹（600℃出炉空冷）	
780	3	~30	263
820		~30	241
850		~30	242
900		~30	229
950		~30	232

表13.4-32 退火冷却速度对9Cr18钢硬度的影响

退火工艺		硬度HB
退火温度和保温时间	600℃前的冷却速度/℃·h^{-1}（600℃出炉空冷）	
850℃×3 h	15	242
	30	242
	60	251
	90	249

在大生产中也经常采用等温退火，等温退火的加热温度和保温时间与连续退火相同，但需选择一个合适的等温温度，等温温度和硬度的关系见表13.4-33。从表可见，等温温度高则退火硬度低，等温温度低则硬度要高。在实际生产中多采用730℃的等温温度进行等温，保温3~6 h。退火组织为球状珠光体。

表13.4-33 退火等温温度对9Cr18钢硬度的影响

退火温度和保温时间	等温规范	硬度HB
850℃×2 h	700℃停留3 h后，以30℃/h冷却至600℃，出炉	246
	730℃停留3 h后，以30℃/h冷却至600℃，出炉	241
	750℃停留3 h后，以30℃/h冷却至600℃，出炉	237

不管采用连续冷却还是等温退火的球化退火工艺，退火的硬度都应控制在197~255HB（压痕直径为4.3~3.8 mm）的范围内。球化退火后的显微组织应为球状珠光体和一次碳化物。正常球化退火组织的照片如图13.4-80所示。

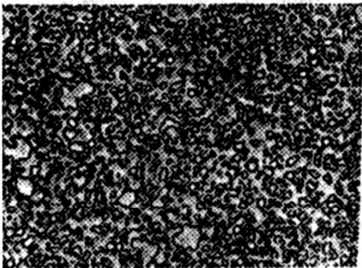


图13.4-80 9Cr18钢正常球化退火组织

(2) 淬火

9Cr18不锈轴承钢属于马氏体类型的不锈钢，因此必须经过淬火和低温回火后获得马氏体组织才能使用。淬火和低温回火后9Cr18钢具有高的硬度、强度和弹性，并且具有良好的耐磨性能和高的接触疲劳强度以及良好的耐腐蚀性能。9Cr18不锈轴承钢一般在盐浴炉或真空淬火炉中进行淬火加热，以防脱碳，在真空淬火炉中进行淬火加热，还可以防止表面出现腐蚀麻点。

1）淬火温度的选择　淬火温度是影响9Cr18不锈轴承钢的组织和性能的重要工艺参数。由于9Cr18钢具有较高的合金元素，因此淬火后钢中具有较高的残余奥氏体含量，淬火温度是影响残余奥氏体含量的主要因素，当淬火温度升高时，马氏体转变的M_s点降低，当淬火温度超过1 150℃时，9Cr18钢的M_s点将降低到室温以下，因此淬火温度越高钢中残余奥氏体越多。淬火温度与残余奥氏体量和硬度的关系如图13.4-81所示。从图13.4-81可见，当9Cr18钢于1 000℃、1 050℃、1 100℃和1 150℃淬火后，钢中的残余奥氏体含量分别为3%、18%、40%和95%。钢的硬度在1 050～1 100℃淬火时达到62～63HRC，当淬火温度超过1 100℃，由于残余奥氏体的大量增加，硬度急剧下降。因此为了获得最佳的综合性能，充分发挥材料的潜能，9Cr18钢的淬火温度一般选用1 050～1 100℃。在淬火加热过程中，一般要经过850℃～860℃进行预热。9Cr18钢淬火后的显微组织应为隐晶及细小结晶的马氏体和残余奥氏体及一次、二次碳化物所组成。

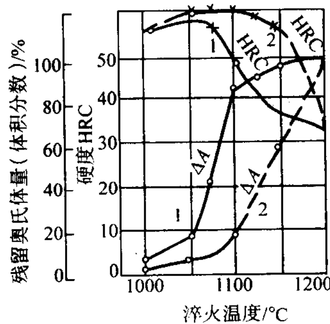


图13.4-81　9Cr18钢淬火温度与硬度、残余奥氏体量的关系

1—不冷处理；2—冷处理

2）保温时间的选择　轴承零件在淬火加热时的保温时间按其加热设备不同而有所差别，如果在盐浴中进行淬火加热，其保温时间可按1 min/mm计算，如果厚度大于14 mm可按40～70 s/mm计。在真空淬火炉中进行淬火加热，其加热时间可按盐浴炉中增长0.5～1倍进行计算。在淬火加热过程中的预热时间按淬火加热时间的2倍进行计算。表13.4-34表示在箱式电炉中进行淬火加热的保温时间。

表13.4-34　在箱式电炉中9Cr18钢淬火预热和淬火加热的保温时间

有效厚度/mm	预热		终加热	
	温度/℃	保温时间/min	温度/℃	保温时间/min
<3	800～850	6	1 050～1 070	3～6
3～5	800～850	6～10	1 050～1 080	6～10
6～8	800～850	7～12	1 070～1 090	10～13
9～12	800～850	9～14	1 080～1 100	13～15
13～16	800～850	15～18	1 080～1 100	14～16
17～20	800～850	19～22	1 080～1 100	16～20
21～25	800～850	22～27	1 080～1 100	19～23

3）冷却介质　9Cr18钢的淬火冷却介质一般选用10号或20号机械油，油温一般在30～60℃。亦可在静止空气中或在100～150℃的热油中进行冷却。在空气中进行冷却一般只适用于薄壁零件。

(3) 冷处理

9Cr18钢经1 050～1 100℃淬火后，钢中存在较多的残余奥氏体，因此影响到轴承零件尺寸的稳定性以及钢的硬度。为使轴承具有高的尺寸稳定性，必须使钢中的残余奥氏体量减少，淬火后进行冷处理是使钢中残余奥氏体量减少和提高钢的硬度的非常有效的方法。冷处理温度一般为－70～－80℃，时间为1.0～1.5 h。冷处理可以使残余奥氏体转变为马氏体，因此冷处理后的硬度显著上升。淬火后进行冷处理，其接触疲劳强度比未经冷处理的高。如在应力为4 605 MPa，转速为9 000 r/min的试验条件下进行接触疲劳寿命试验，试验钢球的热处理分别为淬火后无冷处理和在1 070℃、1 100℃淬火后经－70℃冷处理，再经150℃回火，其接触疲劳循环次数分别为8.1×10^7、1.9×10^8和1.5×10^8次。

(4) 回火

回火的目的是消除淬火应力，提高淬火和冷处理后的组织稳定性，提高钢的综合力学性能。冷处理后的零件恢复到室温后应马上进行回火，以防止裂纹的产生。

1）回火温度　回火温度是根据钢的成分及组织性能的要求，以及根据轴承的工作温度决定的，9Cr18钢的回火温度一般在200℃以下。经1 050～1 060℃淬火后不同回火温度和力学性能的关系见表13.4-35。回火温度对9Cr18钢耐腐蚀性能的影响如图13.4-82和图13.4-83所示。从表13.4-35可见，9Cr18钢经150～160℃回火后其综合力学性能较好。从图13.4-82和图13.4-83可见，9Cr18钢在200℃以下进行回火其抗腐蚀性能较好。因此回火温度选150～160℃为宜。

表13.4-35　9Cr18钢回火温度和力学性能的关系

回火温度/℃	硬度HRC	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	旋转弯曲疲劳 σ=960 MPa×10^6	滚动8×10^4次后的磨损量/mg
100	60	3.0	6.3	60
150	60	3.7	8.4	60
200	59	4.7	4.5	63

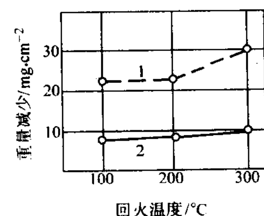


图13.4-82　9Cr18钢抗腐蚀性与回火温度的关系

1—试样全浸沉；2—试样半浸沉

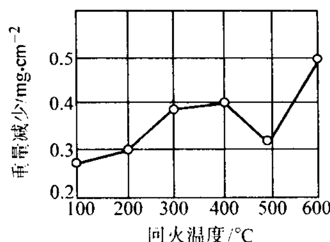


图 13.4-83　回火温度对 9Cr18 钢在海水中耐腐蚀性的影响试验
（时间为 15 昼夜）

2）保温时间　9Cr18 钢回火保温时间通常采用 3～4 h。试验研究证实，保温时间超过 4 h，其硬度值已经稳定。除上述回火外，为消除磨削应力，进一步稳定组织，提高零件的稳定性，还必须对磨加工后的零件进行附加回火，附加回火温度通常选用 120～130℃，保温 3～4 h。对于“D 级”以上的精密轴承零件，还可进行二次附加回火。

综上所述，9Cr18 钢的典型热处理工艺如图 13.4-84 所示。

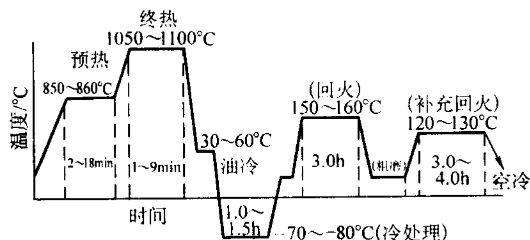


图 13.4-84　9Cr18 钢轴承热处理工艺曲线

综上所述，9Cr18 钢的热处理工艺汇总结果见表13.4-36。

表 13.4-36　9Cr18 钢的热处理工艺参数

项　目		加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度 HB
去应力退火		600～650	4～6	空冷	—
球化退火	低温退火	680～780	4～6	炉冷至 600℃，出炉	—
	连续退火	850～870	3～6	炉冷至 550℃，出炉	237
	等温退火	850～870	3～6	炉冷至 730℃ 等温 3～6 h，炉冷至 550℃，出炉	237
淬火		预热：850～860℃ 淬火加热温度 1 050～1 100	40～70″/mm	30～60℃油冷	—
冷处理		－70～－80	1～1.5	取出后空冷到室温，方可回火	62～63HRC
第一次回火		150～160	3	空冷	—
补充回火		120～130	3～4	空冷	60～62HRC

3.2　轴承钢的表面热处理

轴承钢的表面热处理，主要指的是渗碳轴承钢的表面渗碳及其随后的热处理。表面热处理还可以将 GCr4 钢的限制淬火热处理也包括在内。

3.2.1　渗碳轴承钢的渗碳和热处理

渗碳轴承钢的渗碳和热处理工艺按轴承的型号大小可分为特大型轴承渗碳－热处理和中小型轴承的渗碳－热处理。两种型号的典型工艺如图 13.4-85 和图 13.4-86 所示。目前主要钢种为 20Cr2Ni4A、20Cr2Mn2Mo、20CrNi2Mo 和 20CrNiMo 等。

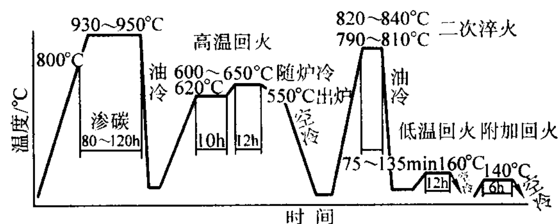


图 13.4-85　特大型轴承渗碳-热处理工艺规范

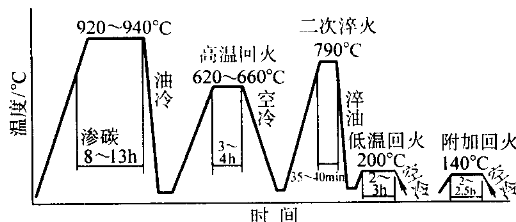


图 13.4-86　中小型轴承渗碳-热处理工艺规范

从图 13.4-85 和图 13.4-86 可见，渗碳－热处理的全过程工序为：渗碳－出炉油冷－高温回火－二次淬火－清洗－低温回火－附加回火。各工序的工艺参数，技术操作，质量要求，工艺规范等分别阐述如下。

（1）渗碳

渗碳轴承钢渗碳的作用是获得一定深度和碳浓度的渗碳层。为了保证获得热处理以后必须的硬度和正常组织，表层碳浓度必须合适，表层碳浓度过低则不能保证热处理后的硬度和组织，表层碳浓度高则形成粗大碳化物，并易在冷却时析出网状碳化物。一般认为表面碳浓度应控制在0.8%～1.0%质量分数。渗碳层的硬度和碳的浓度有直接的关系，随着碳浓度的提高，钢的硬度也提高，结果如图 13.4-87 所示。钢中的合金元素对钢的硬度也有影响，结果如图 13.4-88 所示。从图 13.4-88 可见，渗碳层的硬度随合金元素含量的增加而降低，仅铬、钼含量增加时，硬度改变不大。

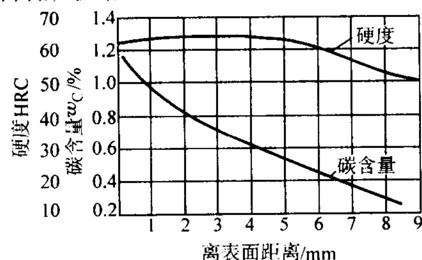


图 13.4-87　渗碳层淬火硬度与碳浓度的关系

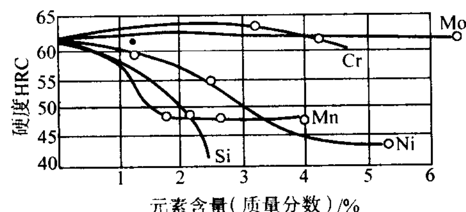


图 13.4-88　各种合金元素含量与渗碳层淬火硬度的关系

渗碳层深度按轴承零件的大小和使用条件确定，特大型轴承由于尺寸大，所承受的负荷也大，因此渗碳层的深度要求较深，对于一般中小型轴承，其成品渗碳层要求深度较小。轴承零件经渗碳后其渗碳层深度，一是要测量总深度，

即测量至完全为心部组织的地方。通常是测量至过度层的一半（过度层指有部分心部组织出现的区域，其碳含量 w_C 大致为0.40%～0.45%）。对于特大型轴承的深度渗碳，由于其渗碳层深度大，在显微镜下不易测量准确，而用硬化层深度（即硬度≥60HRC的深度）表示，其值略小于测量过度层的一半。生产中对中小型轴承，检查渗碳层深度的方法有：试样空冷，在显微下测量、断口烤兰和断口酸洗3种方法。根据经验，断口酸洗法比较简便，准确。断口酸洗法是将试样以检验软点方法酸洗，或浸硝酸后只进行铬酸明化，断口颜色为，表层（共析、过共析层）浅灰，中间（过度区）暗灰，心部（未渗碳）黑色。以刻度放大镜，量至暗灰层的中间。特大型和中小型轴承的渗碳层深度要求及质量要求分别见表13.4-37和表13.4-38。

表13.4-37 特大型轴承渗碳层深度及质量要求

零件尺寸范围/mm		渗碳层深度/mm	粗大碳化物深度/mm	渗碳层脱贫碳深度/mm
内外圈外径	≤700	≥4.2	≤0.5	不大于工件实际最小留磨量
	>700～1 000	≥4.7	≤0.5	
	>1 000	≥5.0	≤0.5	
滚子直径	≤50	≥3.5	≤0.25	
	>50～80	≥4.0	≤0.30	
	>80	≥4.5	≤0.35	

表13.4-38 中小型轴承渗碳层深度及质量要求

套圈壁厚/mm	渗碳层深度/mm	滚子直径/mm	渗碳层深度/mm	钢球直径/mm	渗碳层深度/mm	粗大碳化物深度/mm	网状碳化物	脱贫碳深度/mm
6～7	1.3～1.6	7～10	1.4～1.6	≤4	0.38～0.65	不超过每边设计留量的2/3	应保证成品无大于3级的网状碳化物	不超过每边设计留量的2/3
8～10	1.8～2.2	11～14	1.7～1.9	5～8	0.8～1.3			
11～14	2.3～2.7	15～19	2.0～2.2	9.2	1.4～1.7			
15～19	2.8～3.2	20～25	2.3～2.5	13～18	1.8～2.0			
20～25	3.3～3.7	—	—	19～25	2.1～2.3			

渗碳层的组织按渗碳层的碳浓度不同分为共析层组织和过度层（亚共析层）组织。渗碳后如果采用空冷其渗碳层组织为托氏体+马氏体+残余奥氏体+细网状碳化物。深层渗碳后进行油冷，渗碳后组织比较复杂，一般情况下，表层组织为粗大碳化物+沿晶界的粗大碳化物网+马氏体+托氏体+残余奥氏体。这里出现托氏体是由于大量合金渗碳体 $(Fe,Me)_3C$ 粗大碳化物的形成，使得奥氏体中的合金元素被贫化，C－曲线左移所至。

（2）高温回火

渗碳轴承钢经渗碳处理油冷后得到的渗碳层组织，不能满足使用性能的要求，如果直接进行再淬火，也得不到良好的组织，故需进行中间处理——高温回火。经高温回火后，使渗碳层的托氏体、残余奥氏体和马氏体分解转变为均匀的索氏体组织，为二次淬火准备良好的预备组织，并可以减少二次淬火时裂纹敏感性。通过高温回火还可以获得较低的硬度，渗碳层的硬度为22～28HRC，心部硬度为10～15HRC，便于有些零件的进一步加工。

高温回火特大型轴承一般在井式炉中进行，而中小型轴承除在井式炉中进行外，还可在箱式炉中进行。特大型轴承一般采用两阶段式的回火规范，第一阶段为600～620℃保温10 h左右，随后升温到650℃保温12 h左右，炉冷到550℃出炉空冷，以减少表皮氧化。而中小型轴承一般采用620～660℃保温3～4 h后空冷。

（3）二次淬火

渗碳轴承钢经渗碳和高温回火后还必须进行淬火处理，此次淬火习惯上称为二次淬火。二次淬火后的组织对轴承零件获得良好的使用性能起决定性作用。在渗碳层碳浓度为0.8%～1.0%（质量分数）范围内，在正常的高温回火组织条件下，二次淬火后可以获得最佳的淬火组织为隐晶或细针马氏体加细小、分布均匀的粒状碳化物组织。二次淬火不允许有过热组织，在正常淬火温度下，残余奥氏体量很少，只有在严重过热情况下，残余奥氏体量才显著增加。残余奥氏体多时对硬度、强度、耐疲劳性、耐磨性能都不利，因此应严格控制淬火加热温度和保温时间。

二次淬火后要求表面硬度为62～66HRC。高硬度是良好强度性能的反映。淬火加热不足，冷却强度不够以及脱碳都会引起硬度不够，因此必须按不同轴承零件的尺寸进行淬火处理。对于特大型轴承的二次淬火温度，采用20Cr2Ni4钢时为790～810℃，采用20Cr2Mn2Mo时为820～840℃，保温时间为75～135 min。对于采用20Cr2Ni4、20CrNi2Mo和20CrNiMo钢制造的中小型轴承的二次淬火温度为790℃，保温时间为35～40 min。

（4）低温回火和附加回火

渗碳轴承钢经二次淬火以后必须经过低温回火，特大型轴承的回火温度为160℃，回火时间为12 h，中小型轴承的回火温度为200℃，回火时间2～3 h。低温回火的作用是消除应力，稳定组织，提高韧性。回火后的表面硬度应为60～64HRC，心部硬度一般不低于28HRC。

附加回火应在工件粗磨加工后进行，以消除磨削应力。附加回火的温度为140℃，附加回火后不得有硬度降低，因此应严格控制回火温度，不可温度过高，如果表面出现氧化色则为附加回火不正常的现象。

渗碳轴承零件淬火、回火后渗层断口应为灰色瓷状细小晶粒断口；中心断口应为钎维状，不允许有粗大晶粒断口。渗碳层的显微组织应为隐晶或细针状马氏体和均匀分布的碳化物，以及少量残余奥氏体组成，不允许有粗大的碳化物网和明显可见的碳化物针。淬火、回火后不允许有裂纹存在，脱碳层深度不应超过零件的实际最小留量。

3.2.2 限制淬透性轴承钢GCr4的热处理

铁路车辆轴承要求特别好的耐冲击、抗疲劳、高强度、耐磨耗、高的尺寸稳定性和高的可靠性。目前我国客车轴承用全淬硬GCr15轴承钢制造，货车轴承用渗碳轴承钢G20CrNi2MoA制造。在铁路运行中发现，GCr15钢制造的轴承在抗冲击、尺寸稳定性、轴承寿命及可靠性等方面均存在一定的问题。而G20CrNi2MoA虽然性能良好，但钢材价格昂贵，渗碳工艺复杂，成本高。为此研究开发一种合金含量低，价格低廉的新钢种，使其淬透性局限于一个小的范围内，通过对零件施以感应穿透加热－表面淬硬的新技术，使心部保留韧性组织，用简单廉价的工艺实现与渗碳轴承钢零件类同的效果，从而部分替代GCr15钢和G20CrNi2MoA钢制造铁路车辆轴承，满足铁路轴承严

格的性能、寿命与安全可靠性要求。限制淬透性轴承钢是在GCr15钢的基础上将钢中的铬含量降低到0.4%左右，便达到了上述的目的。此钢种已纳入我国新制订的高碳铬轴承钢国标GB/T 18254—2000中，钢号为GCr4。

GCr4的冶炼、热加工以及球化退火热处理基本上与GCr15相同，在此不作论述。在此主要对其轴承套圈的感应加热－表面淬火工艺进行介绍。

(1) 限制淬透性轴承钢GCr4整体感应加热－表面淬火工艺

感应加热是利用钢件在交变磁场作用下产生涡流和磁滞损耗而引起的钢件发热。透热的深度与电流频率有关。频率越高，透热深度愈浅。GCr4钢整体感应加热－表面淬火，一方面利用感应加热的特性快速将整个钢件加热到淬火温度；另一方面又利用该钢的淬透性的特点，在淬火时仅在一定深度下淬硬。因此，对厚度较大的（大于10 mm）钢件来说，一般采用中频感应加热，而对于较薄的钢件则应采用频率较高的超音频感应加热以免在淬火时全淬透。感应加热是通过感应器来实现的，表面淬火的质量及设备的效率在很大程度上取决于感应器的结构与制造，感应器的形状和尺寸是根据零件的形状、尺寸及热处理技术要求确定的，经过试验优化出处理各种试件不同感应器结构、电参数及冷却方式。

目前国内外采用GCr4限制淬透性轴承钢主要用来制造铁路轴承，由于铁路轴承的套圈尺寸较大，并且套圈的壁厚也较厚，因此多采用中频感应加热淬火。国内采用的中频加热的设备型号为KPS－1－8/250-100，感应淬火设备型号为GC－2450。根据套圈的形状及热处理技术的要求，确定感应器的结构、电参数、加热方式、冷却介质和冷却方式。轴承套圈加热时的感应器的结构为圆形感应圈，其尺寸按所需处理的轴承的套圈尺寸而确定。加热方式：最终淬火温度为(860±10)℃。为了能使套圈加热均匀，套圈必须旋转加热，同时，采用预加热和淬火加热，即在中频功率为75 kW时预热一定时间后，将中频功率升到100 kW，进行淬火加热，总的感应加热时间约为3 min 30 s至3 min 45 s。冷却方式：将感应加热的套圈放在搅动的盐水溶剂淬火介质中一定时间后进行空冷。

主要工艺参数为：

中频功率 75～100 kW；

加热频率 0.75～0.9 kHz；

加热温度 (860±10)℃；

总加热时间 3 min 30 s～3 min 45 s；

冷却方式 盐水淬火介质中冷却，然后空冷；

回火工艺 190～200℃回火4 h。

(2) 限制淬透性轴承钢GCr4感应加热－表面淬火后的组织

由于GCr4轴承钢中的铬含量 w_{Cr} 只有0.4%左右，因此其淬透性较低，表面淬硬层的深度大约为3.5 mm。通过金相显微镜、透射电镜以及扫描电镜对其表层和心部的组织进行研究后发现，表面淬硬层的组织为隐针马氏体加碳化物，马氏体主要由孪晶马氏体构成，也存在少部分的位错马氏体，钢中碳化物比较均匀细小，分布也比较均匀。过度层的组织为马氏体＋托氏体＋碳化物组成。同时马氏体也为孪晶马氏体＋少部分位错马氏体。心部组织为托氏体、部分索氏体及碳化物组成。热处理后的质量见表13.4-39。

表 13.4-39 GCr4 的热处理质量

轴承型号	淬硬层深度/mm	硬度 HRC		组织	
		表面	心部	表面	心部
152726/62	3.5	61.0～61.5	42～45	细针马氏体	托氏体＋索氏体
42726/02	3.5	61.5～62.0	42～45	细针马氏体	托氏体＋索氏体

4 常用轴承钢钢号、化学成分、性能特点及用途

轴承钢按其使用的特点主要分为4大类，即高碳铬轴承钢（全淬透型轴承钢）、渗碳轴承钢（表面硬化型轴承钢）、不锈轴承钢和高温轴承钢。此外还有特殊用途的轴承钢和合金，如无磁、不锈、耐蚀、抗幅照等轴承合金材料，以及金属陶瓷等。在此主要介绍已纳标的钢号以及虽未纳标但使用较为广泛的钢号和一些特殊用途的钢号。

4.1 高碳铬轴承钢（全淬透型轴承钢）

高碳铬轴承钢（全淬透型轴承钢）纳入我国GB/T 18254—2000国家标准中的钢号为GCr15、GCr15SiMn、GCr15SiMo、GCr18Mo和GCr4共5个钢号。

4.1.1 高碳铬轴承钢 GCr15

(1) 钢的特性和用途

GCr15是高碳铬轴承钢的代表钢种。该钢在淬火、回火状态下使用，具有高的硬度和优异的抗磨耗性能，以及高的接触疲劳寿命。钢的热加工性和可切削性良好。该钢按照用途的不同可采用电弧炉加炉外精炼、电渣重熔或真空感应炉＋真空自耗炉（双真空）熔炼。GCr15钢的淬透性适中，一般用于制造壁厚小于等于12 mm，外径小于等于250 mm的轴承套圈；也适宜制造钢球直径小于等于50 mm，圆锥、圆柱和球面滚子直径小于等于22 mm及所有尺寸的滚针。还可用于制造模具、精密量具和木工刀具，以及要求高耐磨性、高弹性极限和高接触疲劳强度的机械零件。GCr15钢白点敏感性大，但采用二次精炼、真空脱气后，钢中氢含量极低，因此真空脱气轴承钢的白点缺陷基本消除。GCr15钢的可焊性差。

(2) 化学成分（表13.4-40）

表 13.4-40 GCr15 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	S	P	Cu	Ni	Cu＋Ni	Mo	[O]
0.95～1.05	0.15～0.35	0.25～0.45	1.40～1.65	≤0.025	≤0.025	≤0.25	≤0.30	≤0.50	≤0.10	15×10^{-4}

(3) 物理性能（表13.4-41）

表 13.4-41 GCr15 钢的物理性能

临界点/℃				熔点/℃	密度/$g\cdot cm^{-3}$	比定压热容 C_p/$J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$			热导率 λ/$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	
A_{c1}	A_{cm}	A_{r3}	A_{r1}			45℃	525℃	981℃	20℃（900℃退火）	20℃（1 000℃淬火）
760	900	707	695	1 395～1 460	7.81	552.66	787.12	728.50	40.11	36.92

比电阻（退火状态）$\rho/\Omega\cdot mm^{-2}\cdot m^{-1}$	泊松比（退火状态）μ（28～150℃）	弹性性能			
		弹性模量 E/MPa		切变模量 G/MPa	
		28℃	150℃	28℃	150℃
0.224 1～0.245 8	0.29	212 000	206 000	82 500	80 000

续表 13.4-41

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$								
20~100℃	20~200℃	20~300℃	20~400℃	20~500℃	20~600℃	20~700℃	20~800℃	20~900℃
13.29	13.63	13.76	14.11	14.97	15.33	15.49	13.95	14.85

(4) 力学性能

1) 基本力学性能　见表 13.4-42~表 13.4-48 和图 13.4-89~图 13.4-91。

表 13.4-42　GCr15 钢室温力学性能

试样状态	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	$a_K/J\cdot cm^{-2}$	σ_{bb}/MPa	硬度
	MPa		%				
ϕ30 mm 退火	637	387	25	51.5	74	—	198HB
ϕ17 mm 退火	608	363	18	58	—	—	190~207HB
锻料退火	653	—	17.3	55.9	69.6	—	190~202HB
各种品种退火	598~715	372~412	15~25	25~40	44	—	170~207HB
900℃正火锻材	1 200	—	—	—	—	—	40~42HRC
冷轧	981	883	10	45	—	—	300HB
淬-回火状态	2155~2550	1665~1815	—	—	—	—	680HV
830℃淬火-150℃回火 2 h	—	—	—	—	—	1 960	—
830℃淬火-160℃回火 2.5 h	—	—	—	—	7.35~8.58	—	61~65HRC

表 13.4-43　GCr15 钢高温拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	ψ	δ_5
		%	
850	63	79.4	73.0
900	52	68.0	66.7
950	38	85.7	61.8

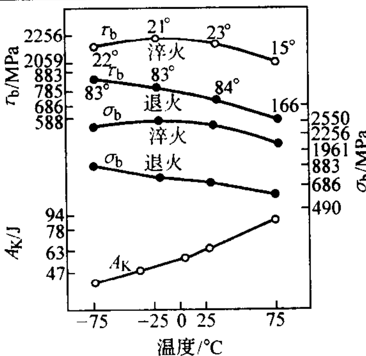


图 13.4-89　不同温度下的力学性能

表 13.4-44　GCr15 钢低温冲击韧度

温度/℃	室温	0	-20	-40	-60
$a_K/J\cdot cm^{-2}$	71.54	67.03	32.83	14.90	13.03

注：1. 用钢为退火状态；
2. 试样尺寸：10 m×10 m×55 mm 无缺口；
3. 用钢成分（质量分数）(%)：C0.99，Si0.28，Mn0.29，Cr1.47，S0.003，P0.012。

表 13.4-45　GCr15 钢断裂韧度

冶炼工艺	热处理工艺	硬度 HRC	断裂韧度 K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
真空感应加	真空热处理	59.4~59.9	18.95
真空自耗炉	空气炉热处理	59.1	16.80
电渣	空气炉热处理	59.1	15.92

表 13.4-46　GCr15 钢耐磨耗性能

热处理制度	平均硬度 HRC	磨损量/mg	
		上试样	下试样
840℃淬火，160℃回火 2 h	63.12	1.35	1.04

注：1. 在 MN 型磨损实验机上进行实验。上试样转速 180 r/min，下试样转速 200 r/min，负荷 1 500 N (510 kgf)；用 20 号机油润滑。试验尺寸：ϕ16 mm×10 mm×10 mm 圆环。
2. 实验结果是 5 对试样的平均值。

表 13.4-47　GCr15 钢疲劳极限

热处理制度	HRC	σ_{-1}/MPa	循环次数
840℃油淬，160℃回火 2 h	63~64	736	1.5×10^7

表 13.4-48　GCr15 钢接触疲劳寿命

热处理制度	σ_k=5 586 MPa 时的寿命（转速）		
	最高值	最低值	平均值
840℃淬火，150℃回火 2 h	22.1×10^7	6.2×10^7	8.8×10^7

注：1. 试验在 8502 型对滚式接触疲劳试验机上进行，转速 10 300 r/min，3 号锭子油润滑；
2. 试样尺寸为 d=20 mm 钢球。

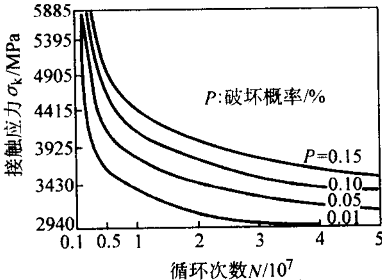


图 13.4-90　GCr15 钢的接触疲劳 S-N 曲线

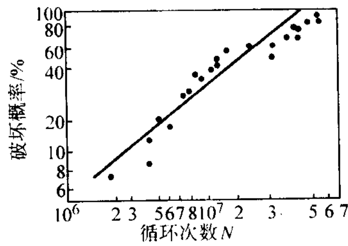


图 13.4-91 4384N 负荷条件下的接触疲劳寿命

在 W891 试验机上进行试验，推力轴承为 8108 型，即 $\phi60$ mm × $\phi38.5$ mm × 6.3 mm

2）不同热处理制度下的力学性能

① 不同淬火温度和不同淬火加热时间对力学性能的影响见图 13.4-92～图 13.4-94。

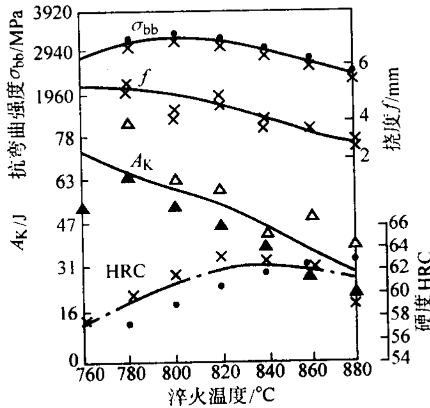


图 13.4-92 淬火温度对力学性能的影响

（淬火后经 160℃2 h 回火；抗弯试样尺寸：10 mm × 10 mm × 110 mm，L_0 = 80 mm）

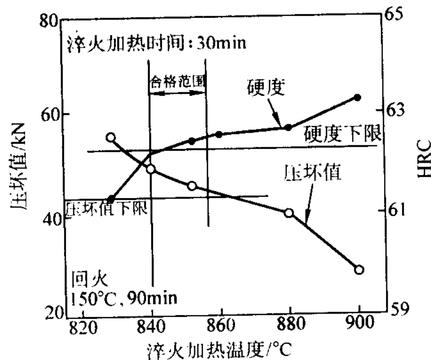


图 13.4-93 淬火温度与硬度和压坏值的关系

② 不同回火温度和回火时间下的力学性能见图 13.4-95～图 13.4-99。

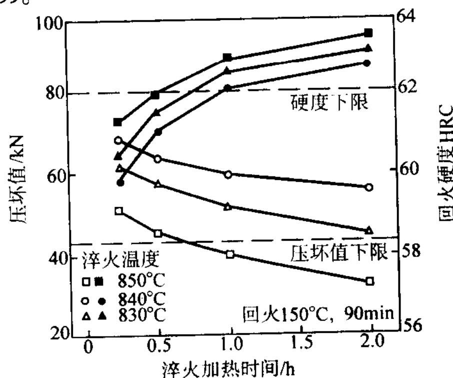


图 13.4-94 淬火加热时间与硬度和压坏值的关系

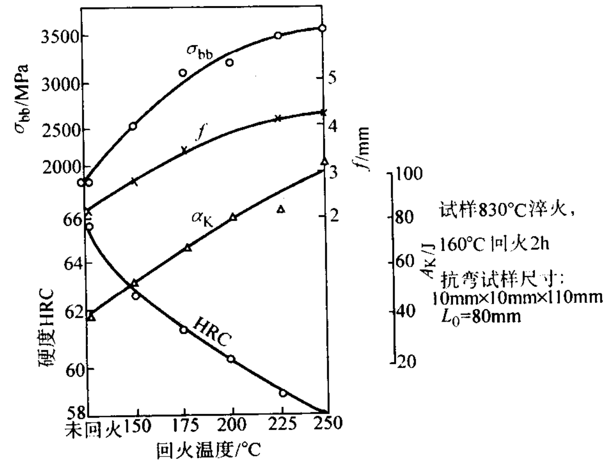


图 13.4-95 回火温度对硬度、冲击吸收功和抗弯性能的影响

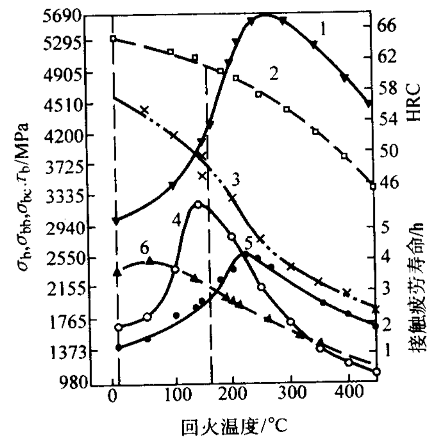


图 13.4-96 回火温度对力学性能的影响

1—弯曲；2—硬度；3—压缩；4—接触疲劳寿命；5—扭转；6—拉伸

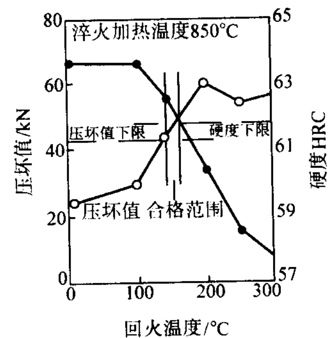


图 13.4-97 回火温度与硬度、压坏值的关系

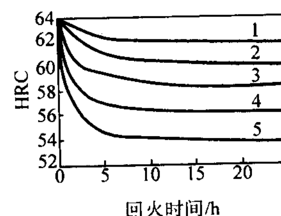


图 13.4-98 回火温度、回火时间对硬度的影响

1—150℃；2—175℃；3—200℃；4—250℃；5—300℃

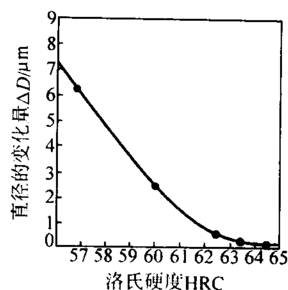


图 13.4-99　GCr15 钢淬火回火后硬度对耐磨性的影响

试验用钢成分（质量分数）(%)：C1.03，Cr1.49，Mn0.25，Si0.30，S0.009，P0.013 接触应力为 441 MPa

③贝氏体淬火对接触疲劳寿命的影响见图 13.4-100。

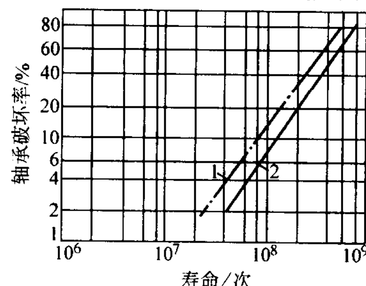


图 13.4-100　贝氏体淬火对 GCr15 钢圆锥滚子轴承寿命（尺寸为外径 ϕ73 mm，内径 ϕ35 mm，高 27 mm）的影响

1—马氏体淬硬，稳定化处理，220℃4 h；2—等温处理

(5) 生产工艺

1）冶炼工艺　电弧炉＋炉外精炼；电弧炉＋电渣重熔；真空感应炉＋真空自耗炉（双真空）冶炼。

2）热加工工艺参数　见表 13.4-49。

表 13.4-49　GCr15 钢的热加工工艺参数

金属类别	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 210～1 230	1 120～1 150	≥850	坑冷 控冷至 650℃
钢坯＞100 方	1 140～1 200	1 050～1 120	800～850	≤ϕ55 mm 空冷
≤100 方	1 020～1 180	980～1 100	800～850	ϕ55～100 mm 堆冷 ＞ϕ100 mm 坑冷或砂冷

3）热处理工艺参数　见表 13.4-50。

表 13.4-50　GCr15 钢的热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度 HB（压痕直径/mm）
退火	780～810	2～6	10～30℃/h，炉冷至 650℃出炉空冷	179～207 (4.2～4.5)
等温退火	780～810	2～6	冷至 710～720℃保温 1～2 h 后空冷	207～229 (4.0～4.2)
正火（为消除网状碳化物）	900～950	$\frac{1}{6}$～$\frac{5}{12}$	分散空冷，大锻件风冷	270～590 (3.15～3.70)
高温回火	650～700	1～2	空冷	229～285 (3.6～4.0)
淬火	825～850① 835～860② 820～850③	—	油冷 3% $NaCO_3$ 溶液① 10% NaCl 溶液① 油冷② 油冷③	—
回火	150～170	2～5	空冷	62～66HRC① 61～65HRC② 61～65HRC③

① ϕ35～50 mm 钢球。
② ≤ϕ35 mm 滚子。
③ ≤ϕ20 mm 套圈。

4）钢的等温转变曲线　见图 13.4-101。

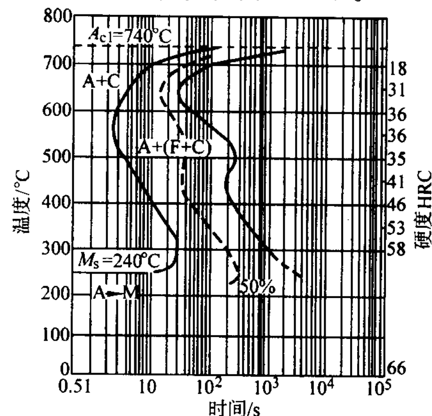


图 13.4-101　GCr15 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C1.02，Si0.33，Mn0.36，Cr1.41，Ni0.20；奥氏体化温度：840℃

5）脱碳倾向　见表 13.4-51。

表 13.4-51　GCr15 钢的脱碳倾向

加热温度/℃	700	720	740	760	780	800	950	1 000	1 040	1 080	1 120	1 160	1 200
脱碳层深度/mm	0.273	0.348	0.383	0.426	0.440	0.450	0.55	0.58	0.70	0.77	1.035	1.27	1.52

注：1. 700～800℃分别保温 3 h；950～1 200℃分别保温 30 min。
2. 在箱氏电炉中进行加热。

6）钢的淬透性曲线　见图 13.4-102。

4.1.2　高淬透性轴承钢 GCr15SiMn

(1) 钢的特性和用途

GCr15SiMn 是在 GCr15 钢的基础上，适当提高硅、锰含量，以改善其淬透性和弹性极限，其耐磨性能也比 GCr15 好。主要用于制造壁厚大于 12 mm，外径大于 250 mm 的轴承套圈，制造滚动体的适用尺寸范围比 GCr15 大，钢球直径大于 50 mm；圆锥滚子直径大于 22 mm；圆柱滚子直径大于 22 mm；球面滚子直径大于 22 mm 和所有尺寸的滚针。轴承零件的工作温度一般不超过 180℃。其他用途与 GCr15 钢相同。有回火脆性，对白点敏感，焊接性能也不好。

(2) 化学成分（表 13.4-52）

(3) 物理性能

临界点（近似值）：见表 13.4-53。

(4) 力学性能

1）基本力学性能　见表 13.4-54。

2）不同热处理制度下的力学性能

① 淬火工艺对硬度的影响示于图 13.4-103。

② 回火工艺对力学性能的影响示于图 13.4-104～图 13.4-106 和表 13.4-55。

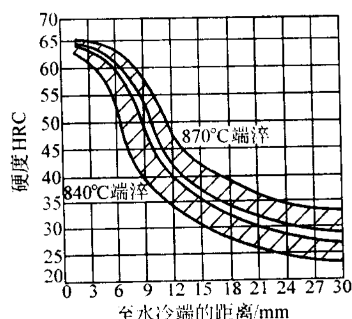


图 13.4-102 GCr15 钢淬透性曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C1.07，Si0.22，Mn0.33，Cr1.39，S0.019，P0.023

表 13.4-52 GCr15SiMn 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	Ni	Cu	Ni + Cu	[O]
0.95 ~ 1.05	0.45 ~ 0.75	0.95 ~ 1.25	1.40 ~ 1.65	≤ 0.10	≤ 0.025	≤ 0.025	≤ 0.30	≤ 0.25	≤ 0.50	≤15 × 10^{-4}

表 13.4-53 GCr15SiMn 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	M_s
770	872	708	200

弹性模量 E（20℃）：206 000 ~ 216 000 MPa。

表 13.4-54 GCr15SiMn 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_{bb}/MPa	硬度
退火	721	12.7	57.0	—	170 ~ 207HB
830℃淬火，500℃回火 2 h	1 425	—	21.7	—	39HRC
830℃淬火，180℃回火 1.5 h	—	—	—	2 725	62HRC

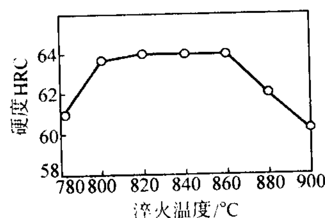


图 13.4-103 GCr15SiMn 钢硬度与淬火温度的关系

试验用钢成分（质量分数）（%）：C 1.01，Si 0.52，Mn 1.12，Cr 1.38，S 0.004，P 0.012

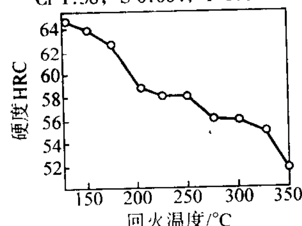


图 13.4-104 GCr15SiMn 钢硬度与回火温度的关系

试验用钢成分（质量分数）（%）：C 1.01，Si 0.52，Mn 1.12，Cr 1.38，S 0.004，P 0.012

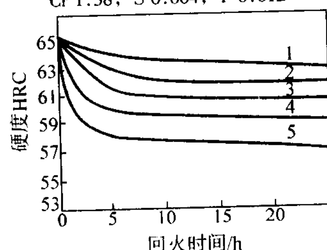


图 13.4-105 GCr15SiMn 钢回火温度、回火时间与硬度的关系

回火温度：

1—150℃；2—175℃；3—200℃；4—250℃；5—300℃

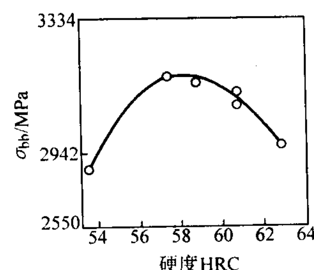


图 13.4-106 GCr15SiMn 钢淬火-回火硬度对弯曲强度的影响

表 13.4-55 回火温度对 GCr15SiMn 钢接触疲劳寿命的影响

温度/℃	150	180	200	250	300	350	400
疲劳寿命/h	400	490①	—	—	—	—	—
疲劳寿命/h	18.2	—	14.1	9.6	6.6	2.3	1.6②

① 在对滚式试验机上进行试验，用 ϕ15 mm 钢球在两个 ϕ250 mm圆柱体之间滚动，载荷 2 452 N。

② 在对滚式试验机上进行试验，用 ϕ6 mm 钢球在两个 ϕ150 mm圆柱体之间滚动，载荷 1 040 N。

（5）生产工艺

1）冶炼工艺　可采用电弧炉 + 炉外精炼冶炼。要求质量高时，可采用电渣重熔或真空自耗重熔法冶炼。

2）热加工工艺参数　见表 13.4-56。

表 13.4-56 GCr15SiMn 钢的热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 210 ~ 1 230	1 120 ~ 1 150	> 850	坑冷
钢坯 > 100 方	1 140 ~ 1 200	1 050 ~ 1 120	800 ~ 850	控冷至 650℃后，≤ϕ55 空冷，ϕ55 ~ 100 堆冷，> ϕ100 mm 坑冷或砂冷
≤100 方	1 120 ~ 1 180	1 030 ~ 1 100	800 ~ 850	

3）热处理工艺参数　见表 13.4-57。

表 13.4-57 GCr15SiMn 钢的热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间	冷却	硬度
普通退火	780 ~ 810	2 ~ 6 h	10 ~ 30℃/h 冷至 600℃ 出炉，空冷	179 ~ 207HB
等温退火	780 ~ 810	2 ~ 6 h	炉冷至 710 ~ 720℃ 保温 1 ~ 2 h，空冷	207 ~ 229HB
正火（为消除网状碳化物）	900 ~ 950	10 ~ 90 min	分散空冷，大锻件应风冷	270 ~ 390HB
淬火	820 ~ 845	35 ~ 75 min	油冷	
回火	150 ~ 170	2 ~ 5 h	空冷	> 62HRC

4）钢的冷却转变曲线　见图 13.4-107 和图 13.4-108。

5）钢的淬透性曲线　见图 13.4-109。

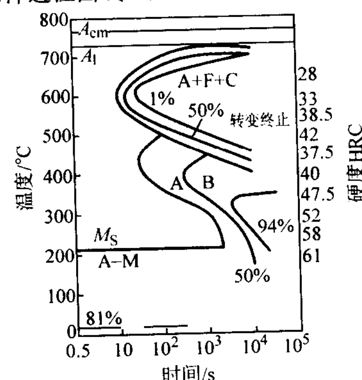


图 13.4-107 GCr15SiMn 钢等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：C 0.93，Si 0.55，Mn 1.10，Cr 1.35；奥氏体化温度：825℃

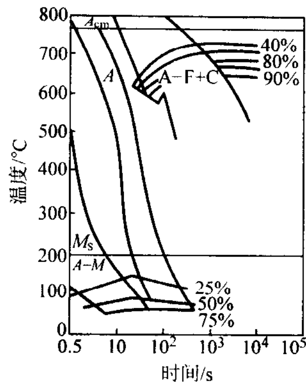


图 13.4-108　GCr15SiMn 钢连续冷却转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C0.99，Si0.55，Mn1.00，Cr1.45；奥氏体化温度：850℃

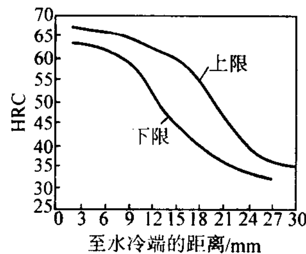


图 13.4-109　GCr15SiMn 钢淬透性曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C1.01，Si0.52，Mn1.12，Cr1.38；S0.005，P0.020；奥氏体化温度：830℃

4.1.3　高淬透性轴承钢 GCr15SiMo

（1）钢的特性和用途

GCr15SiMo 是在 GCr15 钢的基础上提高硅的含量，添加钼元素而成的新型高淬透性轴承钢。该钢的特点是淬透性高，耐磨性好，接触疲劳寿命高，综合性能良好。该钢适用于制造大尺寸范围的轴承套圈、滚珠及滚柱等。

（2）化学成分（表 13.4-58）

表 13.4-58　GCr15SiMo 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	Ni	Cu	Ni+Cu	[O]
0.95~1.05	0.65~0.85	0.20~0.40	1.40~1.70	0.30~0.40	≤0.027	≤0.020	≤0.30	≤0.25	≤0.50	15×10^{-4}

（3）物理性能（表 13.4-59）

（4）力学性能（图 13.4-110～图 13.4-113 和表 13.4-60 和表 13.4-61）

（5）生产工艺

1）冶炼工艺　电弧炉＋炉外精炼。

2）热加工工艺参数　见表 13.4-62。

3）热处理工艺参数　见表 13.4-63。

4）钢的等温转变曲线　见图 13.4-114。

5）钢的淬透性曲线　见图 13.4-115 和图 13.4-116。

4.1.4　高淬透性轴承钢 GCr18Mo

（1）钢的特性和用途

GCr18Mo 是在 GCr15 轴承钢的基础上加入质量分数为 0.15%～0.25%Mo 并适当提高了铬的含量，因而提高了钢的淬透性和耐磨性。所制轴承套圈的壁厚可增加到 20 mm，扩

表 13.4-59　GCr15SiMo 钢的物理性能

临界点/℃				电阻率 $\rho/10^{-8}\Omega\cdot m$								
A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	M_s	30℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃
750	785	695	210	95.1	107.75	117.40	134.20	151.90	168.90	191.30	210.50	231.40

弹性模量										
弹性模量 E/GPa									切变模量 G/GPa	泊松比 μ
室温	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	83.2	0.29
217	212	206	201	198	190	183	165	159		

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$								
20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20～700℃	20～800℃	20～900℃
13.56	13.38	13.86	14.94	15.43	16.06	16.31	14.62	15.45

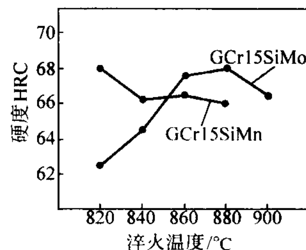


图 13.4-110　GCr15SiMo 和 GCr15SiMn 钢硬度与淬火温度的关系

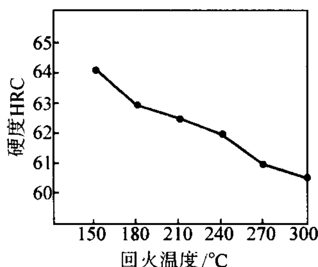


图 13.4-111　GCr15SiMo 钢硬度与回火温度的关系

表 13.4-60　GCr15SiMo 钢的接触疲劳寿命

热处理制度	额定寿命 $L_{10}/10^7$ 次	中值寿命 $L_{50}/10^7$ 次	特征寿命 $V/10^7$ 次	斜率
860℃油淬，186℃回火 2.5 h	1.137 1	3.338 1	4.116 2	1.749 4

注：淬、回火后的硬度为 62.2～63HRC。

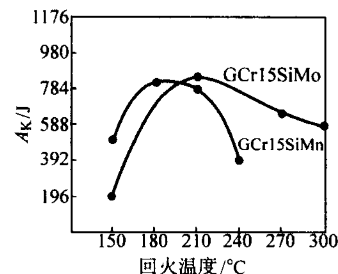


图 13.4-112　GCr15SiMo 和 GCr15SiMn 钢冲击吸收功与回火温度的关系

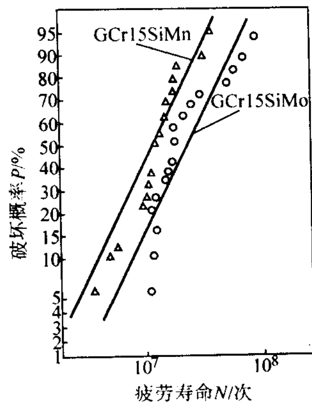


图 13.4-113 GCr15SiMo 和 GCr15SiMn 钢的接触疲劳寿命曲线

表 13.4-61 GCr15SiMo 钢的断裂韧性

钢号	组织	热处理工艺	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	HRC
GCr15SiMo	贝氏体	870℃淬火，230～240℃硝盐 4 h	22.75	60
GCr15SiMo	马氏体	860℃油淬，180℃2 h	17.23	62
GCr15SiMo	马氏体	840℃油淬，180℃2 h	17.08	61

表 13.4-62 GCr15SiMo 钢的热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 180～1 210	1 130～1 160	≥850	缓冷
钢坯	1 060～1 180	1 000～1 120	≥850	缓冷

表 13.4-63 GCr15SiMo 钢的热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度
普通退火	790～810	2～6	10～30℃/h，炉冷至 650℃出炉，空冷	217HB
淬火	860	0.5	油冷	—
回火	200	2	空冷	>62HRC

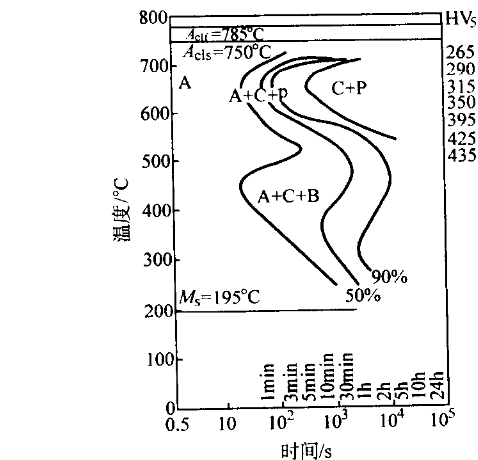


图 13.4-114 GCr15SiMo 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C1.01，Si0.72，Mn0.24，Cr1.66，Mo0.37，P≤0.02，S≤0.02；

原始状态：退火，奥氏体化：860℃，20 min；晶粒度级别：11～10

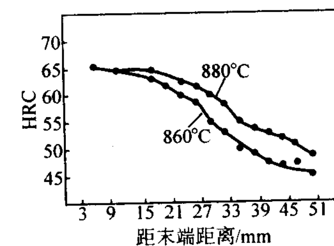
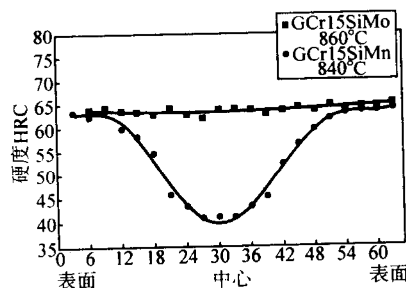


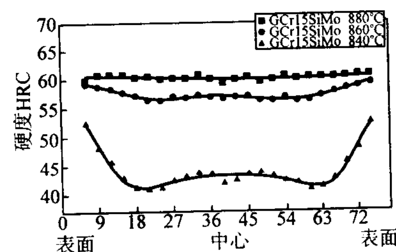
图 13.4-115 GCr15SiMo 钢的淬透性曲线

大了使用范围。该钢还可以进行下贝氏体等温淬火，经下贝氏体等温淬火后具有与马氏体淬火相似的硬度和耐磨性能，但钢的冲击韧性、断裂韧性和抗弯强度都可以得到提高，因此可以提高轴承的综合力学性能和使用寿命。

(2) 化学成分（表 13.4-64）



(a) 65mm方淬透性曲线



(b) 80mm方淬透性曲线

图 13.4-116 断口法淬透性试验结果

试样保温时间：40 mm 方保温 80 min，60 mm 方保温 110 min，80 mm 方保温 140 min

表 13.4-64 GCr18Mo 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	Ni	Cu	[O]
0.95～1.05	0.20～0.40	0.25～0.40	1.65～1.95	0.15～0.25	≤0.025	≤0.020	≤0.025	≤0.025	≤15×10^{-4}

(3) 物理性能（表 13.4-65）

(4) 力学性能

1) 基本力学性能 见表 13.4-66 和表 13.4-67。

2) 不同热处理制度下的力学性能 见表 13.4-68～表 13.4-70。

3) 不同回火温度下的硬度和尺寸变化 见图 13.4-117 和图 13.4-118。

(5) 加工工艺

1) 冶炼工艺 电弧炉冶炼＋炉外精炼。

2) 钢的热加工工艺 见表 13.4-71。

3) 钢的热处理工艺 见表 13.4-72。

4) 钢的冷却转变曲线 见图 13.4-119 和图 13.4-120。

表 13.4-65 GCr18Mo 钢物理性能

熔点/℃	密度/g·cm^{-3}	电阻率 $\rho/10^{-8}\Omega\cdot m$（20℃，退火状态）	弹性模量/MPa		线胀系数（20～100℃）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$
			弹性模量 E	切变模量 G	
1 455	7.72	27	196 000	79 100	12

表 13.4-66 GCr18Mo 钢拉伸性能

状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬度
退火	667	373	27	60	200HB

表 13.4-67 GCr18Mo 钢接触疲劳寿命

序号	显微组织	额定寿命 $L_{10}/10^6$	中值寿命 $L_{50}/10^7$	斜率 α
1	贝氏体	4.09	1.40	1.53
2	贝氏体+马氏体	2.37	0.76	1.67

表 13.4-68 GCr18Mo 钢不同淬火加热温度下的力学性能

试样编号	加热温度/℃	硬度 HRC	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	耐磨性 /W·mm^{-3}
1	855	60.5	98.4	3 321.7	20.6	0.024 78
2	865	60.2	111.6	3 686.5	22.6	0.023 95
3	880	59.8	118.6	3 831.7	22.0	0.026 33

表 13.4-69 GCr18Mo 钢不同等温温度和等温时间下的力学性能

试样编号	等温温度/℃	硬度 HRC	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	耐磨性 /W·mm^{-3}
1	225	60.5	81.2	2 982.15	20.1	0.022 97
2	235	60	111.6	3 686.5	22.6	0.023 95
3	245	59.0	128.8	3 750.3	20.15	0.024 25

注：加热温度为 865℃，等温时间为 4 h。

表 13.4-70 GCr18Mo 钢不同等温时间下的力学性能

试样编号	等温时间/h	硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	耐磨性 /W·mm^{-3}
1	1	61	3 360.15	21.4	0.023 95
2	2	60	3 435.75	23.1	0.020 95
3	4	60	3 686.5	22.6	0.023 95

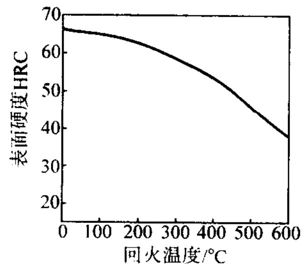


图 13.4-117 GCr18Mo 钢硬度与回火温度的关系

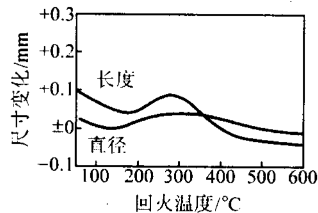


图 13.4-118 GCr18Mo 钢回火温度与尺寸变化

淬火：860℃，油淬回火 45 min；试样尺寸：ϕ22 mm×100 mm

表 13.4-71 GCr18Mo 钢的热加工工艺

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 180～1 210	1 120～1 150	≥850	缓冷
钢坯	1 060～1 180	1 000～1 120	≥850	缓冷

表 13.4-72 GCr18Mo 钢的热处理工艺

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度
消除应力退火	550～650	1.5～2	炉冷至 500℃后空冷	
退火	810～820	2～5	以 15～20℃/h 炉冷至 650℃后空冷	200HB
淬火	850～870	—	1）油冷 2）大型和复杂零件可在 100～150℃分级淬火	≥60HRC
分级淬火（为减少变形、开裂）	870（ϕ50 mm） 875（ϕ75 mm）	—	220℃×10 min 210℃×15 min	—
贝氏体淬火①（获得高韧性）	870（ϕ50 mm） 875（ϕ75 mm）	—	260℃×10 min 260℃×15 min	>56～58HRC
回火	150～200（300℃回火为了获得高韧性）	3～6	空冷	—

① 贝氏体淬火 260℃×3 h 后 56～58HRC。

4.1.5 限制淬透性轴承钢 GCr4

（1）钢的特性和用途

GCr4 钢是一种低淬透性轴承钢。该钢通过体积感应加热，表面淬火处理后，便兼有全淬透性 GCr15 轴承钢和低碳合金渗碳钢二者特性合一的新型轴承材料。GCr14 钢淬火后其表面硬度高，产生残余应力，工作面具有很好的耐磨性和接触疲劳寿命，而芯部硬度只有 35～40HRC，保持良好的韧性组织，具备渗碳轴承钢热处理后的抗冲击性能。GCr4 钢是一种节能、节资源、抗冲击的限制淬透性轴承钢。

（2）化学成分（表 13.4-73）

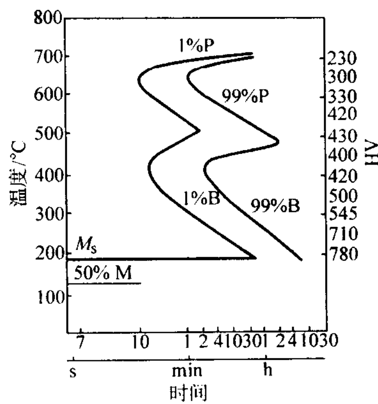


图 13.4-119　GCr18Mo 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C 1.0，Si 0.30，Cr 1.8，Mo 0.2；奥氏体化制度：850℃，10min

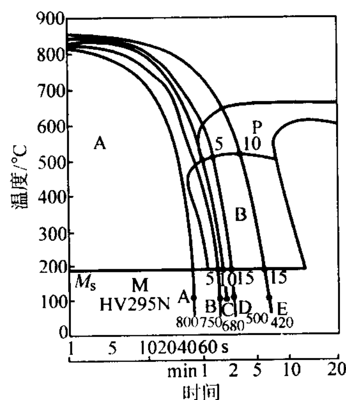


图 13.4-120　GCr18Mo 钢的连续冷却转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C 1.0，Si 0.30，Cr 1.8，Mo 0.2；奥氏体化制度：850℃，10 min

表 13.4-73　GCr4 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	Ni	Cu	[O]
0.95 ~ 1.05	0.15 ~ 0.30	0.15 ~ 0.30	0.35 ~ 0.50	≤ 0.08	≤ 0.025	≤ 0.020	≤ 0.25	≤ 0.20	≤ 15×10^{-4}

(3) 物理性能、磁学性能

1) 临界点和熔点　见表 13.4-74。

表 13.4-74　GCr4 钢临界点和熔点　℃

A_{c1f}	A_{c1s}	M_s	熔点
740	715	220	1 355

2) 钢的磁滞回线　见图 13.4-121。

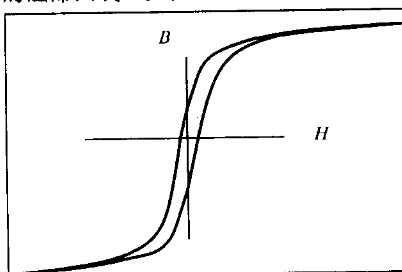


图 13.4-121　GCr4 钢的磁滞回线

3) 相关磁学特性参数　磁感应强度 $B_M = 1.53 \sim 1.58$ T；剩余磁感应强度 $B_r = 0.41 \sim 0.51$ T；矫顽力 $H_c = 0.884 \sim 1.015$ kA/m；居里点 790℃。

(4) 力学性能（图 13.4-122、图 13.4-123 和表 13.4-75、表 13.4-76）

不同温度下的抗拉强度和断面收缩率：试验形变速度为 $\varepsilon = 1.5\times10^{-1}$/s。

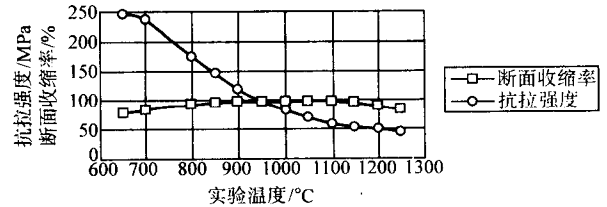


图 13.4-122　温度对力学性能的影响

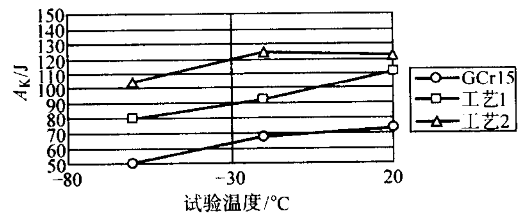


图 13.4-123　试验温度对 GCr4 冲击韧吸收功的影响

工艺 1：GCr4 一次感应加热后喷水剂淬火

工艺 2：GCr4 试样预热后再加热至淬火温度喷水剂淬火

表 13.4-75　GCr4 和 GCr15 钢的断裂韧度（K_{IC}）

钢种	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	以 GCr15 的 K_{IC} 为 1.0 的提高倍数
GCr4	32.09	1.67
GCr15	19.16	1.0

表 13.4-76　GCr4 和 GCr15 钢的接触疲劳寿命

钢种	工艺	$L_{10}/10^7$	以 GCr15 为 1 的倍数	$L_{50}/10^8$	以 GCr15 为 1 的倍数	斜率 α
GCr4	预热 + 加热 + 喷水 + 淬火 + 回火	5.31	1.26	2.21	1.19	1.33
	预热 + 加热 + 直接淬火 + 回火	4.31	1.12	2.08	1.12	1.28
GCr15	常规淬 - 回火	4.21	1.0	1.81	1.0	1.27

(5) 生产工艺

1) 冶炼工艺　电弧炉 + 炉外精炼；电弧炉 + 电渣重熔。

2) 热加工工艺　见表 13.4-77。

表 13.4-77　GCr4 钢热加工工艺

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 220 ~ 1 240	1 180 ~ 1 200	≥900	缓冷
钢坯	1 150 ~ 1 200	1 120 ~ 1 170	≥900	鼓风强冷

3) 球化退火工艺　见图 13.4-124。

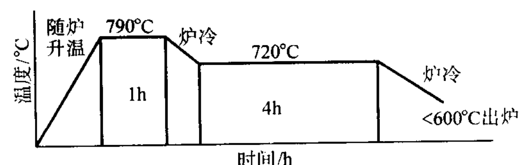


图 13.4-124　GCr4 钢退火工艺曲线

4）中频淬火设备及工艺　轴承套圈选用中频感应加热淬火。中频设备型号为 KPS-1-8/250-100，感应淬火设备型号为 GC-2405。推荐工艺参数为：中频功率 75～100 kW；加热频率 0.75～0.9 kHz；加热温度（860±10）℃；总加热时间 3 min 30 s～3 min 45 s；冷却方式为盐水淬火介质中冷却，然后空冷；回火工艺为 190～200℃回火 4 h。

① 套圈中频淬火后热处理质量见表 13.4-78。

② 套圈横断面的硬度分布示于图 13.4-125。

表 13.4-78　套圈中频淬火后热处理质量

轴承型号	淬硬层深度/mm	硬度 HRC		组织	
		表面	心部	表面	心部
152726/02	3.5	61.0～61.5	42～45	细针马氏体	托氏体＋索氏体
42726/02	3.5	61.5～62.0	42～45	细针马氏体	托氏体＋索氏体

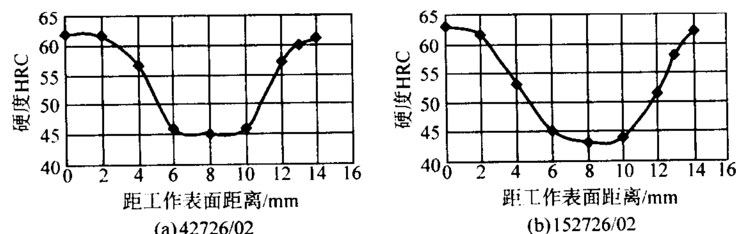


图 13.4-125　沿套圈横截面的硬度分布曲线

③ 套圈表面残余应力和残余奥氏体量见表 13.4-79。

表 13.4-79　套圈表面残余应力和残余量奥氏体量

套圈型号	表面残余应力/MPa	表面残余奥氏体量/%
42726/02	－779～－810	6.01
152726/02	－525～－604	

④ GCr4 钢的端淬曲线示于图 13.4-126。

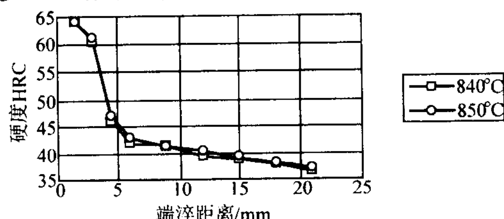


图 13.4-126　GCr4 钢的端淬曲线

⑤ GCr4 钢的奥氏体连续冷却曲线示于图 13.4-127。

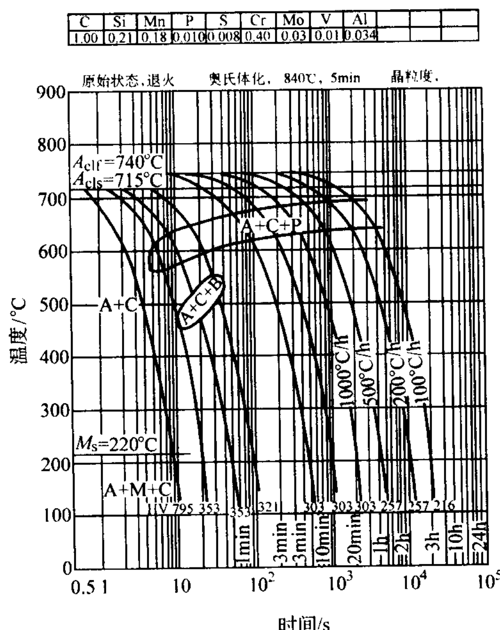


图 13.4-127　GCr4 的奥氏体连续冷却曲线

4.2　渗碳轴承钢（表面硬化型轴承钢）和高温渗碳轴承钢

渗碳轴承钢（表面硬化型轴承钢）纳入我国 GB 3203—1982国家标准中的钢号为 G20CrMo、G20CrNiMo、G20CrNi2Mo、G20Cr2Ni4、G20Cr2Mn2Mo 和 G10CrNi3Mo 共 6 个钢号。高温渗碳轴承钢 G13Cr4Mo4Ni4V 也已纳入冶标，其标准号为 YB4106—2000。

4.2.1　渗碳轴承钢 G20CrMo

（1）钢的特性和用途

G20CrMo 钢为低合金渗碳钢。其心部及表层的硬度均较低，但经渗碳、淬火、回火热处理之后，表层硬度较高，耐磨性较好，达到轴承材料的基本要求，而且心部硬度低、韧性好，因而适用于制作耐冲击负荷的零部件。通常用于汽车齿轮、活塞杆、螺栓和滚动轴承。

（2）化学成分（表 13.4-80）

表 13.4-80　G20CrMo 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	S	P
0.17～0.23	0.20～0.35	0.65～0.95	0.35～0.65	0.08～0.15	≤0.25	≤0.030	≤0.030

（3）力学性能

1）疲劳极限　见表 13.4-81。

表 13.4-81　G20CrMo 钢的疲劳极限

表层渗碳层的深度/mm	顶端硬度 HRC	标称疲劳极限/MPa
1.02	64	758
0.33	64	772

2）钢的弯曲疲劳　见图 13.4-128 和图 13.4-129。

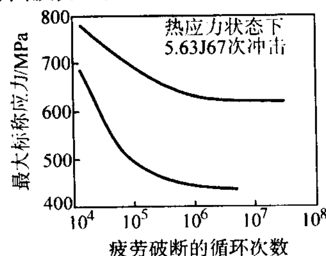


图 13.4-128　G20CrMo 钢的弯曲疲劳

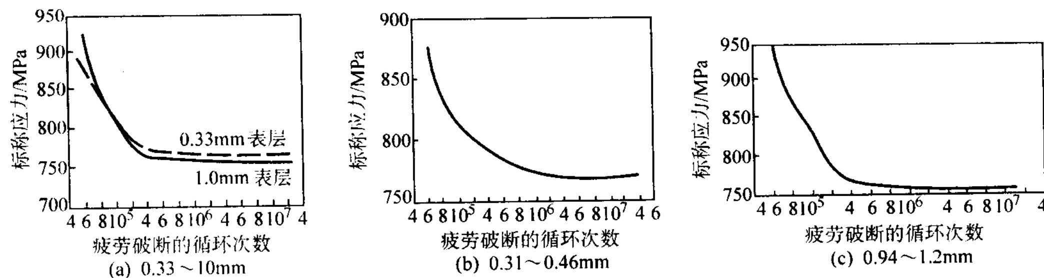


图 13.4-129 渗碳层深度对弯曲疲劳性能的影响

(4) 切削加工性能

G20CrMo 钢的切削参数可见表 13.4-82。该钢热轧和冷拔状态的硬度为 170～207HB 时，其平均切削加工性能指数为 60。G20CrMo 的切削加工性能优于 GCr15 钢。

表 13.4-82 G20CrMo 钢的切削参数

刀具材质	钢的硬度 HB	切削速度 /m·min⁻¹	车削深度 /mm	进给量 /mm·r⁻¹
高速钢 M1 和 M2	175～225	41	1	0.18
		32	4	0.40
		24	8	0.50
		20	16	0.75
	225～275	34	1	0.18
		26	4	0.40
		20	8	0.50
		15	16	0.75
	275～325	29	1	0.18
		23	4	0.40
		18	8	0.50
	325～375	24	1	0.18
		18	4	0.40
		14	8	0.50
	375～425	20	1	0.18
		15	4	0.40
		12	8	0.50

(5) 生产工艺

1) 钢的热加工工艺 见表 13.4-83。

表 13.4-83 G20CrMo 钢的热加工工艺

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 200～1 260	1 150～1 200	≥800	缓冷
钢坯	1 120～1 180	1 050～1 120	≥800	缓冷

2) 钢的热处理工艺 钢的渗碳温度为 885～925℃；淬火加热温度为 830℃，油淬；回火温度为 125～185℃。

4.2.2 渗碳轴承钢 G20CrNiMo

(1) 钢的特性和用途

G20CrNiMo 钢具有良好的塑性、韧性和强度。经渗碳或碳氮共渗后的接触疲劳寿命明显优于高碳铬轴承钢 GCr15；直接淬火后的表面耐磨性与 GCr15 钢相近，二次淬火后的表面耐磨性则大大优于 GCr15。该钢经渗碳或碳氮共渗后，其特点是表面耐磨，心部有足够的韧性，是制作耐冲击负荷轴承的良好材料。G20CrNiMo 钢可作为承受冲击负荷的汽车轴承和中小型轴承渗碳用钢。也可以用作汽车、拖拉机齿轮和牙轮钻头的牙爪和牙轮体。

(2) 化学成分（表 13.4-84）

表 13.4-84 G20CrNiMo 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P
0.17～0.23	0.15～0.40	0.60～0.90	0.35～0.65	0.40～0.70	0.15～0.30	≤0.25	≤0.030	≤0.030

(3) 物理性能（表 13.4-85）

表 13.4-85 G20CrNiMo 钢的物理性能

临界点/℃					熔点/℃	密度/g·cm⁻³	比热容（20℃）c /J·kg⁻¹·K⁻¹	电阻率（20℃）ρ /10^{-8} Ω·m
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	1 515	7.81	494	24.0
730	830	770	669	395				

弹性性能/GPa		线胀系数 α_1/10^{-6}·K⁻¹					
弹性模量 E	切变模量 G	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
196	78	12.00	12.03	13.33	13.30	13.60	13.83

(4) 力学性能（表 13.4-86～表 13.4-91 和图 13.4-130、图 13.4-131）

表 13.4-86 G20CrNiMo 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
800℃油淬，790℃油淬，150～200℃回火	1 175	—	9	45	62.80
900℃油淬，800℃油淬，150～200℃回火	1 420	986	15.0	63	86.32

注：σ_{-1}412 MPa。

表 13.4-87 G20CrNiMo 钢不同淬火温度下的力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
900℃油淬，200℃回火空冷	1 405	—	—	55.5	69.04
	1 435	1 250	—	54.0	54.88
870℃油淬，200℃回火空冷	1 465	1 280	11.5	58.0	74.56
	1 465	1 280	11.5	55.5	62.00

续表 13.4-87

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
840℃油淬，200℃回火空冷	1 440	1 250	11.0	52.0	61.20
	1 470	1 250	12.0	58.0	66.72
810℃油淬，200℃回火空冷	1 340	1 180	—	50.0	47.04
	1 390	1 200	—	46.0	46.24
780℃油淬，200℃回火空冷	1 100	—	12.0	48.0	47.84
	1 120	848	12.5	47.0	50.96

注：1. 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.20，Si 0.31，Mn 0.87，Cr 0.57，Ni 0.55，Mo 0.34，P 0.022，S 0.009。
2. 试样毛坯经 950℃正火，650℃空冷回火。

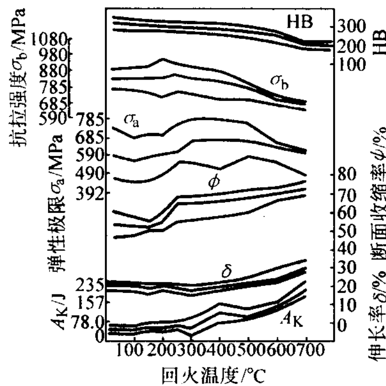


图 13.4-130　回火温度对力学性能的影响

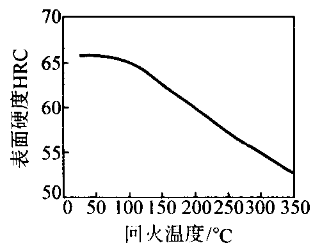


图 13.4-131　回火温度对表面硬度的影响

表 13.4-88　G20CrNiMo 钢的低温冲击吸收功

试验温度/℃	室温	0	-20	-40	-60	-78
A_K/J	40.0	32.16	29.84	24.32	22.72	18.08

注：1. 试样毛坯经 930℃正火，650℃回火后加工成 10 mm×10 mm×55 mm 的 V 形缺口试样。
2. 860℃油淬，200℃回火。

表 13.4-89　G20CrNiMo 钢渗碳和碳氮共渗后的力学性能

工艺制度	表面硬度 HRC	渗碳层深度/mm	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f /mm	A_K/J
渗碳	60.9	1.10	2 665	4.5	38.48
一段 C、N 共渗直接淬火	60.2	0.90	2 355	4.5	42.40
一段 C、N 共渗＋二次淬火	61.2	0.90	2 335	4.5	42.24

(5) 切削加工性能

G20CrNiMo 钢退火后的硬度在 229HB 以下，钢的切削加工参数见表 13.4-92。其切削加工性能优于 GCr15 钢。

表 13.4-90　G20CrNiMo 钢渗碳和碳氮共渗后的接触疲劳寿命

热处理制度	表面硬度 HRC	硬化层深度/mm	L_{10} /10^6 次	L_{50} /10^6 次	特征寿命 /10^6 次
860℃碳氮共渗直接淬火	63.1	1.1	1.55	3.42	3.96
930℃＋840℃碳氮共渗直接淬火	60.5	1.28	3.44	7.70	8.95
930℃渗碳直接淬火	62.5	1.48	4.45	7.70	8.53

注：1. 试样均经 180℃回火 3 h。
2. 试验在 JPM-T 型接触疲劳试验机上进行，接触应力为 2 452 MPa。

表 13.4-91　G20CrNiMo 钢渗碳和碳氮共渗后的耐磨耗性能

热处理制度	表面硬度 HRC	上试样失重 /mg	下试样失重 /mg	总失重 /mg
渗碳直接淬火	63.1	178.0	78.4	256.4
渗碳＋二次淬火	63.6	163.1	71.7	234.8
二段 C、N 共渗直接淬火	61.5	177.5	74.3	251.8
二段 C、N 共渗＋二次淬火	62.6	159.8	76.4	236.2
一段 C、N 共渗直接淬火	63.5	175.2	77.8	253.0
一段 C、N 共渗＋二次淬火	64.0	162.5	73.6	236.1

表 13.4-92　G20CrNiMo 钢的切削加工参数

刀具材质	钢的硬度 HB	切削速度 /m·min^{-1}	车削深度 /mm	进给量 /mm·r^{-1}
高速钢 M1 和 M2	175～225	41	1	0.18
高速钢 M1 和 M2	175～225	32	4	0.40
高速钢 M1 和 M2	175～225	24	8	0.50
高速钢 M1 和 M2	175～225	20	16	0.75
高速钢 M1 和 M2	225～275	34	1	0.18
高速钢 M1 和 M2	225～275	26	4	0.40
高速钢 M1 和 M2	225～275	20	8	0.50
高速钢 M1 和 M2	225～275	15	16	0.75
高速钢 M1 和 M2	275～325	29	1	0.18
高速钢 M1 和 M2	275～325	23	4	0.40
高速钢 M1 和 M2	275～325	18	8	0.50
高速钢 M1 和 M2	325～375	24	1	0.18
高速钢 M1 和 M2	325～375	18	4	0.40
高速钢 M1 和 M2	325～375	14	8	0.50
高速钢 M1 和 M2	375～425	20	1	0.18
高速钢 M1 和 M2	375～425	15	4	0.40
高速钢 M1 和 M2	375～425	12	8	0.50

（6）生产工艺（表 13.4-93 ~ 表 13.4-95 和图 13.4-132 ~ 图 13.4-141）

表 13.4-93　G20CrNiMo 钢热加工工艺

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 200 ~ 1 260	1 150 ~ 1 200	≥800	缓冷
钢坯	1 140 ~ 1 180	1 080 ~ 1 120	≥800	缓冷

表 13.4-94　G20CrNiMo 钢热处理工艺

工序名称	加热温度/℃	保温时间/h	冷　却	硬度 HB
正火	860 ~ 890 870 ~ 950	30 ~ 40 min	空冷	≤229
退火	850 ~ 880	2 ~ 4	空冷	≤229
高温回火	600 ~ 670	2 ~ 4	炉冷或空冷	—
渗碳	渗碳 850 ~ 950，一次淬火 850 ~ 900	按渗碳层深度调整	炉冷至 820℃直接淬油或炉冷，780℃后空冷或油冷	表面硬度≥60HRC
	高温回火 650 ~ 680℃	—	空冷	渗碳后为了机械加工而采用这一工序
	正火 860 ~ 890℃	—	空冷	细化晶粒和消除碳化物网状
	二次淬火 780 ~ 830℃	—	油淬或分级淬火	—
	回火 150 ~ 200℃	3	空冷	表面硬度 58 ~ 63HRC 中心硬度 25 ~ 42HRC
附加回火	120 ~ 140	3 ~ 6	空冷	空冷

表 13.4-95　G20CrNiMo 钢渗碳温度与时间对渗碳深度的影响

渗碳温度/℃	渗碳时间/h 1	2	4	8
875	0.40 mm	0.50 mm	0.70 mm	1.00 mm
925	0.50 mm	0.70 mm	1.00 mm	1.40 mm
975	0.70 mm	0.95 mm	1.30 mm	1.80 mm

注：渗碳层深度计算从表面向内测定到 550HV 处的深度。

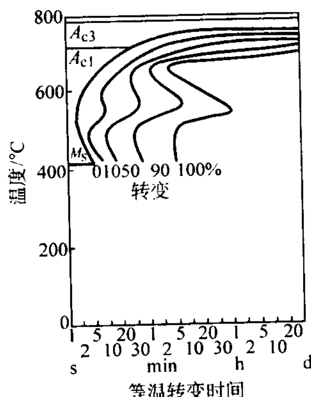


图 13.4-132　G20CrNiMoA 钢心部等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.2，Si0.2，Mn0.70，Cr0.68，Ni0.6，Mo0.12；奥氏体化制度：820℃，30 min

4.2.3　渗碳轴承钢 G20CrNi2Mo

（1）钢的特性和用途

G20CrNi2Mo 钢具有中等表面硬化性，其冷热加工塑性较好，能加工成棒、板、带及无缝钢管等各种型材。它主要用途是制作汽车的齿轮、活塞杆、圆头螺栓、万向接头和滚动轴承。

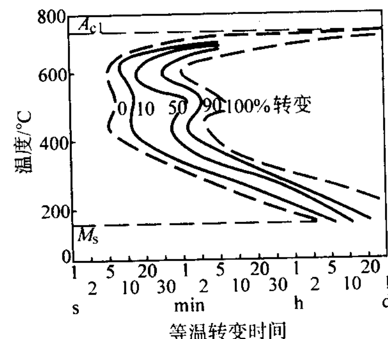


图 13.4-133　G20CrNiMoA 钢表面层等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.98，Si0.2，Mn0.7，Cr0.6，Ni0.68，Mo0.12；晶粒度 7 级，奥氏体化制度：820℃，30 min

（2）化学成分（表 13.4-96）

（3）物理性能（表 13.4-97）

（4）力学性能（表 13.4-98 ~ 表 13.4-100 和图 13.4-142 ~ 图 13.4-146）

（5）生产工艺（表 13.4-101、表 13.4-102 和图 13.4-147 ~ 图 13.4-150）

4.2.4　渗碳轴承钢 G20Cr2Ni4

（1）钢的特性和用途

G20Cr2Ni4 是一种常用的渗碳合金结构钢，渗碳处理后表面具有相当高的硬度和耐磨性能以及高的接触疲劳强度。同时心部还保留有良好的韧性，能耐强烈的冲击负荷。但对白点敏感，有回火脆性。可焊性中等，焊前要预热到 150℃。

G20Cr2Ni4 钢一般用于耐冲击负荷的大型轴承，如轧钢机轴承等。并且经常用作坦克、推土机等的轴料和齿轮材料。

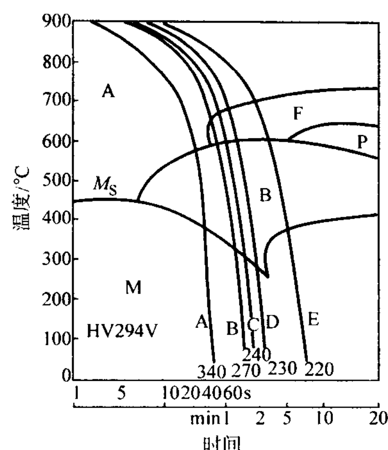
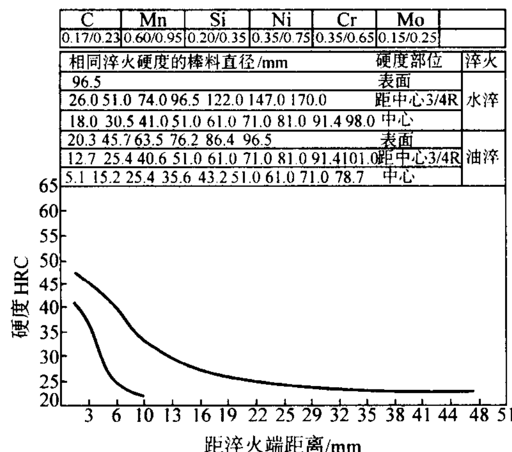


图 13.4-134　G20CrNiMoA 钢的连续冷却曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.20，Si0.30，Mn0.80，Cr0.5，Ni0.5，Mo0.20，S0.040；奥氏体化温度：930℃

直径/mm	表面下 12.5 mm 处	中心
30	A	A
63	B	C
100	D	E

图中字母：A—奥氏体；F—铁素体；P—珠光体；B—贝氏体；M—马氏体



C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
0.17/0.23	0.60/0.95	0.20/0.35	0.35/0.75	0.35/0.65	0.15/0.25

相同淬火硬度的棒料直径/mm	硬度部位	淬火
96.5	表面	水淬
26.0 51.0 74.0 96.5 122.0 147.0 170.0	距中心3/4R	
18.0 30.5 41.0 51.0 61.0 71.0 81.0 91.4 98.0	中心	
20.3 45.7 63.5 76.2 86.4 96.5	表面	油淬
12.7 25.4 40.6 51.0 61.0 71.0 81.0 91.4 101.0	距中心3/4R	
5.1 15.2 25.4 35.6 43.2 51.0 61.0 71.0 78.7	中心	

图 13.4-135　G20CrNiMo 钢的淬透性曲线

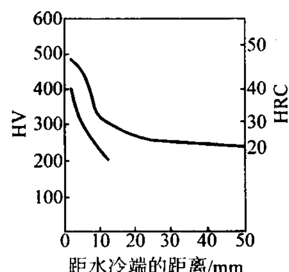


图 13.4-136　G20CrNiMoA 钢的淬透性

试验用钢成分（质量分数）（%）C0.20，Si0.30，Mn0.80，S0.040，Cr0.5，Ni0.5，Mo0.20；正火温度 930℃，奥氏体化温度 930℃

（2）化学成分（表 13.4-103）

（3）物理性能（表 13.4-104）

（4）力学性能（表 13.5-105～表 13.4-108 和图 13.4-151、图 13.4-152）

（5）切削加工性能（表 13.4-109）

（6）生产工艺（表 13.4-110、表 13.4-111 和图 13.4-153～图 13.4-155）

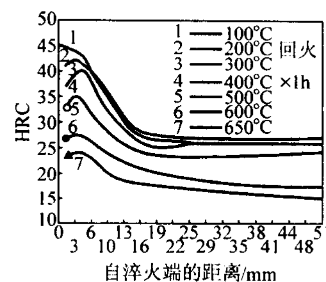


图 13.4-137　G20CrNiMoA 钢不同回火温度的端淬曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.20，Si0.28，Mn0.82，P0.017，S0.010，Cu0.16，Cr0.50，Ni0.54，Mo0.19；奥氏体化制度 925℃×30 min

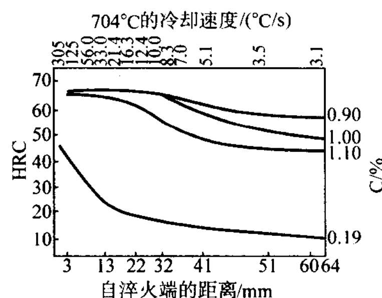


图 13.4-138　G20CrNiMoA 钢渗碳层的淬透性曲线

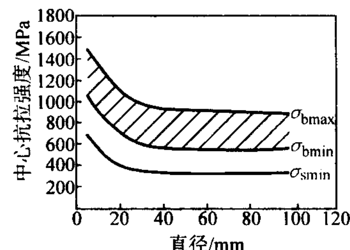


图 13.4-139　G20CrNiMoA 钢的中心力学性能

试验用钢成分（质量分数）（%）C0.20，Si0.30，Mn0.80，S0.040，Cr0.5，Ni0.5，Mo0.20；正火温度 930℃，奥氏体化温度 930℃

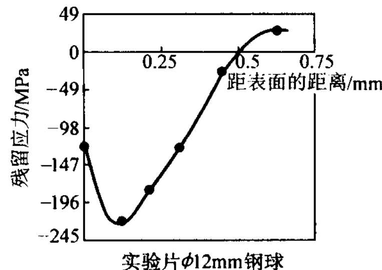


图 13.4-140　在 RX 型保护气中添加 5% NH_3 的残留应力

（860℃×1.5 h 油淬）

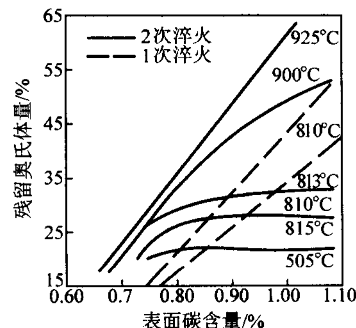


图 13.4-141　G20CrNiMoA 钢的表面碳含量与残留奥氏体量的关系

表 13.4-96 G20CrNi2Mo 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P
0.17 ~ 0.23	0.15 ~ 0.40	0.40 ~ 0.70	0.35 ~ 0.65	1.60 ~ 2.00	0.20 ~ 0.30	≤0.25	≤ 0.030	≤ 0.030

表 13.4-97 G20CrNi2Mo 钢物理性能

临界点/℃					密度 ρ/g·cm^{-3}	热导率（20℃）λ/W·m^{-1}·K^{-1}	比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	7.86	39.8	485.6
725	810	740	630	380			

线胀系数 α_l/10^{-6}·K^{-1}								
20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700	20 ~ 800	20 ~ 900
12.05	13.14	14.41	15.32	15.79	16.41	16.27	12.12	12.64

弹性模量 E/GPa								
室温	100	200	300	400	500	600	700	800
210	207	203	196	191	181	180	162	158

表 13.4-98 G20CrNi2Mo 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HRC	备注
880℃油淬、800℃油淬，150 ~ 200℃回火	> 980	> 13	> 45	> 62.80		GB 3208—82
855℃油淬、800℃油淬，170℃空冷	1 225	17	63	86.32	352	电渣重熔
855℃油淬、800℃油淬，170℃空冷	1 110	18	61	70.64	341	真空精炼

表 13.4-99 G20CrNi2Mo 钢渗碳后的接触疲劳寿命

渗碳层深度/mm	表面硬度 HRC	表面粗糙度	接触应力 /MPa	接触疲劳寿命（转数）/10^7 额定值	接触疲劳寿命（转数）/10^7 中值	斜率 α
0.8 ~ 1.1	59.7 ~ 62.0	R_a = 0.100 0	4 120	3.17	8.91	1.83

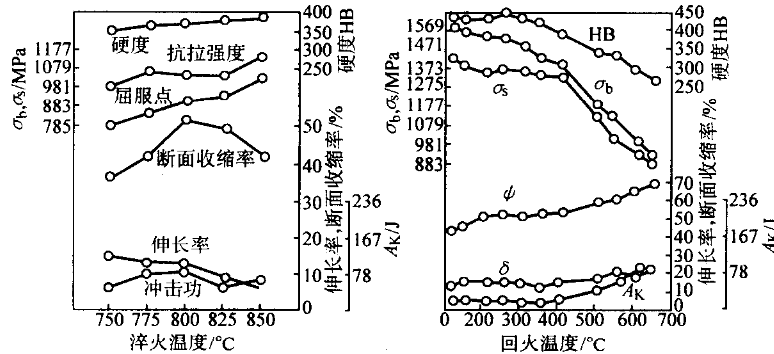


图 13.4-142 G20CrNi2Mo 钢不同淬回火温度下的力学性能

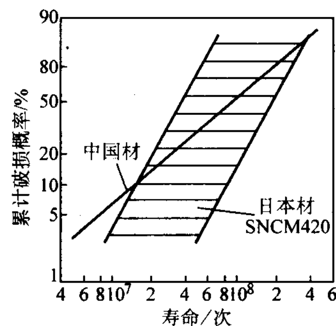


图 13.4-143 G20CrNi2Mo 钢的接触疲劳寿命（炉外精炼）

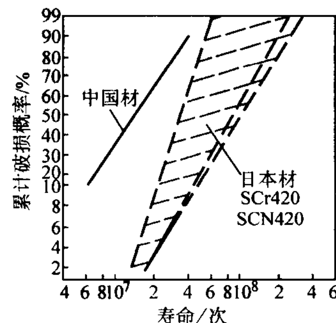


图 13.4-144 G20CrNi2Mo 钢的接触疲劳寿命（电渣重熔）

$L_{10} = 4.3 \times 10^7$； $L_{50} = 11 \times 10^7$； $L_{50}/L_{10} = 2.56$；

$e = 0.818\ 15/\lg(L_{50}/L_{10}) = 2.00$

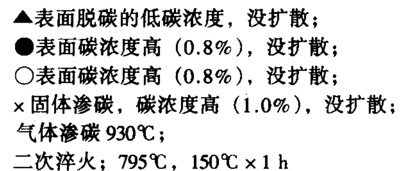


图 13.4-145 G20CrNi2Mo 钢渗碳层深度与冲击吸收功之间的关系

▲表面脱碳的低碳浓度，没扩散；
●表面碳浓度高（0.8%），没扩散；
○表面碳浓度高（0.8%），没扩散；
×固体渗碳，碳浓度高（1.0%），没扩散；
气体渗碳 930℃；
二次淬火；795℃，150℃ × 1 h

4.2.5 渗碳轴承钢 G20Cr2Mn2Mo

（1）钢的特性和用途

G20Cr2Mn2Mo 是高级优质低碳合金钢。可用于制造特大型渗碳轴承。渗碳后表面具有相当高的硬度、耐磨性能和接触疲劳强度。同时心部还保留有较高的韧性。该钢种和 20Cr2Ni4 相比，基本性能相当，工艺性能各有优异。

（2）化学成分（表 13.4-112）

（3）物理性能（表 13.4-113）

（4）力学性能（表 13.4-114 ~ 表 13.4-118）

（5）生产工艺（表 13.4-119、表 13.4-120 和图 13.4-156、图 13.4-157）

4.2.6 高温渗碳轴承钢 G13Cr4Mo4Ni4V

（1）钢的特性和用途

该钢种是在高温下使用的低碳渗碳轴承钢，经渗碳处理后，具有高的接触疲劳寿命、高的抗冲击韧性值和高的断裂

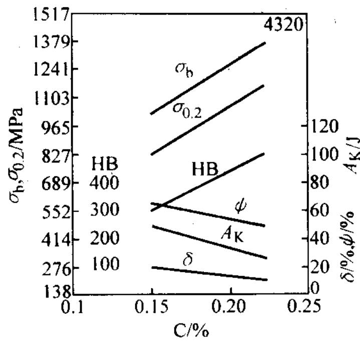


图 13.4-146　G20CrNi2Mo 钢中碳含量变化对力学性能的影响

试验条件：ϕ25 mm 棒材在 899 ~ 927℃

渗碳，直接淬火，在 149℃回火

表 13.4-100　G20CrNi2Mo 钢的切削性能（优于 GCr15）

刀具材质	钢的硬度 HB	切削速度 /m·min^{-1}	车削深度 /mm	进给量 /mm·r^{-1}
高速钢 M1 和 M2	175 ~ 225	41	1	0.18
		32	4	0.40
		24	8	0.50
		20	16	0.75
	225 ~ 275	34	1	0.18
		26	4	0.40

续表 13.4-100

刀具材质	钢的硬度 HB	切削速度 /m·min^{-1}	车削深度 /mm	进给量 /mm·r^{-1}
高速钢 M1 和 M2	225 ~ 275	20	8	0.50
		15	16	0.75
	275 ~ 325	29	1	0.18
		23	4	0.40
		18	8	0.50
	325 ~ 375	24	1	0.18
		18	4	0.40
		14	8	0.50
	375 ~ 425	20	1	0.18
		15	4	0.40
		12	8	0.50

表 13.4-101　G20CrNi2Mo 钢的热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 200 ~ 1 260	1 150 ~ 1 200	≥850	缓冷
钢坯	1 160 ~ 1 200	1 100 ~ 1 160	≥850	缓冷

表 13.4-102　G20CrNi2Mo 钢的热处理工艺参数

工序名称	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度 HB
退火	830 ~ 860	2 ~ 4	炉冷	≤229
正火	880 ~ 950	0.5 ~ 0.66	空冷	≤229
软化退火	630 ~ 670	2 ~ 4	炉冷或空冷	≤229
渗碳	渗碳 850 ~ 930℃，一次淬火 850 ~ 900	按渗碳层深度确定	1）随炉冷却至 790 ~ 820℃，一次直接淬油① 2）随炉快冷到 680 ~ 700℃后，出炉空冷	表面硬度 60HRC
	850 ~ 880（细化处理和消除网状碳化物）	—	油冷、空冷或水冷	—
	高温回火 630 ~ 670	—	空冷	—
	二次淬火 770 ~ 820	—	油冷	—
回火	120 ~ 200	8	空冷	表面硬度≥58 ~ 62HRC 中心硬度 30 ~ 45HRC

① 渗碳后冷却到 790 ~ 820℃后直接淬火，再进行低温回火。

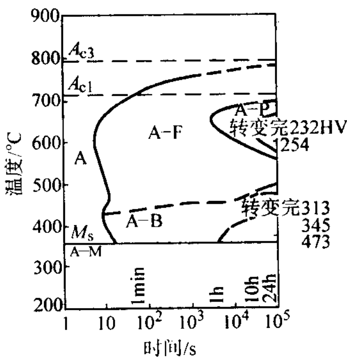


图 13.4-147　G20CrNi2Mo 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C0.21，Si0.23，Mn0.55，Ni1.81，Cr0.47，Mo0.26；奥氏体化温度：900℃；晶粒度：6 级

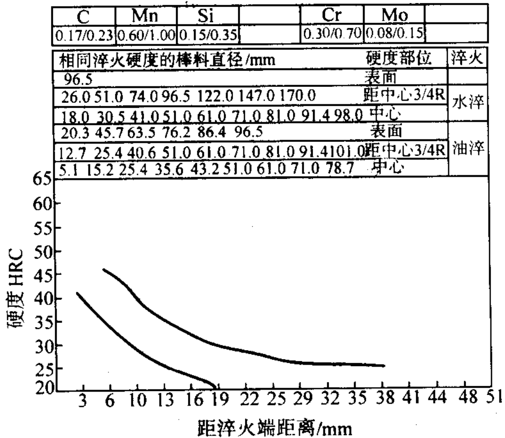


图 13.4-148　G20CrNi2Mo 钢的淬透性曲线

图 13.4-149 G20CrNi2Mo 钢渗碳层的淬透性曲线

图 13.4-150 G20CrNi2Mo 钢不同回火温度的端淬曲线
试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.19，Si0.24，Mn0.56，P0.014，S0.011，Cu0.13，Ni1.82，Cr0.51，Mo0.23；奥氏体化制度 925℃ × 30 min

表 13.4-103 G20Cr2Ni4 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
0.17 ~ 0.23	0.15 ~ 0.40	0.30 ~ 0.60	1.25 ~ 1.75	3.25 ~ 3.75	≤ 0.25	≤ 0.030	≤ 0.030

表 13.4-104 G20Cr2Ni4 钢物理性能

临界点/℃					比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	380℃	425℃	500℃	600℃	750℃	910℃
685	775	630	585	305	657	645	30.98	25.54	20.93	18.04

线胀系数 α_l/10^{-6}·K^{-1}			
20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 400	20 ~ 600
11.8	13.0	14.7	15.6

韧性值。特别适用于在高 DN 值下使用的抗冲击轴承。

随着航空工业的发展，对发动机提出了越来越高的要求，其中最重要的就是提高发动机的推重比，其主要技术途径就是提高发动机的转速，在高速下要求发动机主轴具有更高的抗弯刚性和抗扭刚性，这样就必须加大主轴轴径，使主轴轴承在更高的 DN 值（D—轴承内径，mm；N—主轴转速，r/min）下工作。高温轴承钢 Cr4Mo4V 制成的高温轴承，在 DN 值达到 3.0×10^6 时，其材料断裂韧性不足，出现套圈断裂故障，因此许多研究工作表明，Cr4Mo4V 钢的使用 DN 值极限为 2.4×10^6，美国从 20 世纪 70 年代末开始研究 M50 改型的高断裂韧性材料，在 M50 的基础上将碳含量降低，加入质量分数为 4% 的 Ni，形成 M50NiL，其使用 DN 值可达 3.0×10^6。

表 13.4-105 G20Cr2Ni4 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HRC	备 注
880、790℃油淬，150 ~ 200℃回火	≥1 177	—	≥10	≥45	≥62.80	—	GB/T 3208—1982
退火	647	410	26.0	71.3	—	—	
820℃油淬，150℃回火 2 h	1 365	1 020	9.7	52.2	59.60	—	
775℃油淬，150℃回火 2.5 h	1 425	1 075	9.2	54.5	56.48	39 ~ 40	
795℃油淬，150℃回火 2.5 h	1 435	1 005	9.2	54.1	56.48	—	
880℃、780℃40 min 油淬，200℃2 h 回火空冷	1 375	1 225	12.9	57.0	83.20	—	44 炉钢的平均值
940℃伪渗碳 100 h，油冷，600℃6 h 回火 2 次，800℃油淬，150℃回火	1 390	—	14.7	44.3	92.56	—	

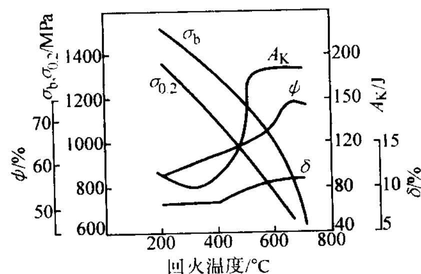


图 13.4-151 G20Cr2Ni4 钢不同回火温度下的力学性能
（840℃油淬，回火后空冷）

G13Cr4Mo4Ni4V 要求高纯洁度和高均匀性，因此采用真空感应 + 真空自耗（双真空）冶炼工艺进行冶炼，并且控制钢中［O］$\leqslant 15\times10^{-6}$（质量分数），对夹杂物、钢中晶粒度都有严格的要求。

该钢用来制造航空发动机或要求在高温、高冲击条件下使用的轴承的轴承材料。

（2）化学成分（表 13.4-121）

（3）物理性能（表 13.4-122）

（4）力学性能（表 13.4-123 ~ 表 13.4-127）

伪渗碳条件下的力学性能。为防止渗碳，试样表层镀铜（约 0.05 mm 厚），热处理后磨样。热处理工艺如下：

渗碳　(945 ± 5)℃，碳势　1.0→0.6

高温回火 550℃×3 h

淬火 1 090℃

回火及冷处理 540℃×2 h，-78℃×1 h，540℃×2 h，-78℃×1 h，450℃×2 h

表 13.4-106 G20Cr2Ni4 钢渗碳后的力学性能

热处理制度		渗碳层深度/mm	硬度 HRC		σ_{bb}/MPa	f/mm	A_K/J
			表面	心部			
940℃固体渗碳（90%木炭，10% Na_2CO_3）600℃6 h，回火2次	780℃油淬，150℃回火	2.3	62.0	42.5	2 615	3.08	
	800℃油淬，150℃回火	2.3	62.0	43.0	2 710	3.02	
	780℃油淬，150℃回火	1.52	60.0	42.0			47.8
	800℃油淬，150℃回火	1.52	60.0	43.0			56.9

注：1. 弯曲试样，ϕ15 mm×150 mm；支点间距 130 mm。

2. 冲击试样，10 mm×10 mm×55 mm，无缺口。

表 13.4-107 G20Cr2Ni4 钢渗碳后的接触疲劳寿命

渗碳层深度/mm	表面硬度 HRC	表面粗糙度	接触应力/MPa	破坏率/%	接触疲劳寿命（转数）/10^6	
					额定值	平均值
0.9～1.1	60～64.3	R_a=0.100	6 865	50	0.54	2.83
1.4	60～64.3	R_a=0.100	6 865	50	1.06	11.77

（5）生产工艺

1）冶炼工艺 真空感应+真空自耗（双真空）炉冶炼。

2）热加工工艺 见表 13.4-128。

3）退火工艺

①钢厂锻、轧件退火工艺：最高加热温度 850℃，保温 4～6 h，200℃出炉。

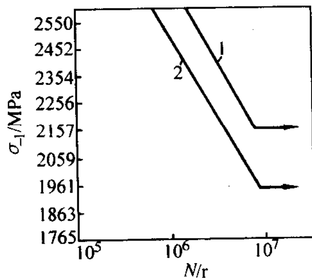


图 13.4-152 G20Cr2Ni4 钢渗碳淬火后的疲劳寿命曲线

1—渗碳层深度 0.1 mm，表面硬度 750HV；

2—渗碳层深度 0.1 mm，表面硬度 750HV，渗碳后轻车削

表 13.4-108 G20Cr2Ni4 钢耐磨耗性能

试样尺寸/mm	热处理制度		表面硬度 HRC	平均磨损量/mg	
				上试样	下试样
ϕ32 mm×ϕ16 mm×10 mm 圆环	940℃×18 h 固体渗碳直接油淬，580℃×6 h，600℃ 6 h两次回火	780℃油淬，160℃回火	56.5～58.3	142.5	92.5
		800℃油淬，160℃回火	57.2～58.3	123.1	83.4
		820℃油淬，160℃回火	61.0～61.5	94.0	61.0

注：在 MN 型磨损试验机上进行试验，接触应力为 634 MPa，上试样转速为 180 r/min，下试样转速为 200 r/min。

表 13.4-109 G20Cr2Ni4 钢切削加工工艺参数

刀具材质	钢的硬度 HB	切削速度/m·min^{-1}	车削深度/mm	进给量/mm·r^{-1}
高速钢 M1 和 M2	175～225	41	1	0.18
		32	4	0.40
		24	8	0.50
		20	16	0.75
	225～275	34	1	0.18
		26	4	0.40
		20	8	0.50
		15	16	0.75
	275～325	29	1	0.18
		23	4	0.40
		18	8	0.50
	325～375	24	1	0.18
		18	4	0.40
		14	8	0.50
	375～425	20	1	0.18
		15	4	0.40
		12	8	0.50

表 13.4-110 G20Cr2Ni4 钢热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 200～1 260	1 150～1 200	≥850	缓冷
钢坯	1 160～1 200	1 100～1 160	≥850	缓冷

表 13.4-111 G20Cr2Ni4 钢热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度 HB
退火	800～900	—	炉冷	≤269
软化退火	680～700	—	空冷	≤321
正火	890～920		空冷	—
高温回火	640～670	4～6	空冷	≤269
渗碳	930～950	—	炉冷至 880～800℃ 油冷，580～600℃ 回火2次，每次6～12 h	—
淬火Ⅰ	860～900		油冷	—
淬火Ⅱ	780～820		油冷	—
回火	150～200	6～12	空冷	—
补充回火	140	6～8	空冷	≥58HRC

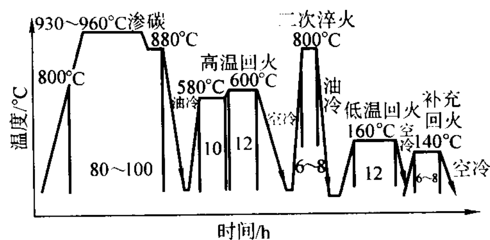


图 13.4-153　特大型轴承渗碳和其他热处理工艺

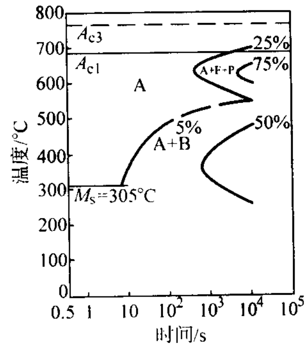


图 13.4-154　G20Cr2Ni4 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C0.19，Si0.26，Mn0.54，Cr1.51，Ni3.63，Cu0.16，S0.011，P0.015；奥氏体化温度：900℃

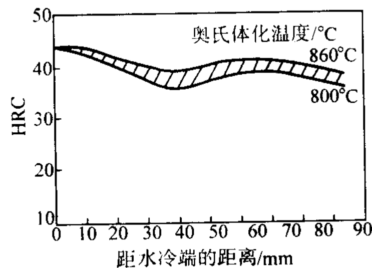


图 13.4-155　G20Cr2Ni4 钢的淬透性曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C0.19，Si0.26，Mn0.54，Cr1.51，Ni3.63，Cu0.16，S0.011，P0.015；奥氏体化温度：800℃、820℃、840℃、860℃

表 13.4-112　G20Cr2Mn2Mo 钢化学成分

（质量分数）　%

元素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
含量范围	0.17 ~ 0.23	0.15 ~ 0.40	1.30 ~ 1.60	1.70 ~ 2.00	≤ 0.30	0.20 ~ 0.30	≤ 0.25	≤ 0.030	≤ 0.030

表 13.4-113　G20Cr2Mn2Mo 钢临界点　℃

临界点/℃				
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
761	828	735	655	310

表 13.4-114　G20Cr2Mn2Mo 钢室温力学性能

状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
退火	574	420	26	75.25	—
820℃油淬 + 150℃回火	1 430	882	7.5	47.5	63.7
伪渗碳 + 840℃油淬 + 150℃回火	1 375	—	13.2	50.8	72.5

表 13.4-115　G20Cr2Mn2Mo 钢渗碳后力学性能

弯曲试验			冲击韧度
弯曲强度 σ_{bb}/MPa	最大挠度 f/mm	跨距/mm	a_K/J·cm^{-2}
2 161.9	2.44	130	19.5

注：试样渗碳层深度：抗弯为 2.2 ~ 2.3 mm，冲击为 1.5 ~ 1.6 mm。
硬度：表面 60 ~ 62HRC，心部 40 ~ 42HRC，冲击为无缺口。

表 13.4-116　G20Cr2Mn2Mo 钢渗碳后弯曲疲劳性能

钢种	试样状况		弯曲疲劳强度
	渗碳深度/mm	表面硬度 HRC	σ_{-1}/MPa
G20Cr2Mn2Mo	1.1 ~ 1.25	60.7 ~ 63.5	793.8
G20Cr2Ni4	1.1 ~ 1.5	60.7 ~ 63.5	842.8

表 13.4-117　G20Cr2Mn2Mo 钢渗碳后接触疲劳性能

钢号	渗碳层深度/mm	接触疲劳寿命/转数	
		$L_{10}/10^6$	$L_{50}/10^6$
G20Cr2Mn2Mo	0.9 ~ 1.1	2.275 27	7.456 90
G20Cr2Ni4	0.9 ~ 1.1	0.535 31	2.827 70
	1.4 左右	1.061 35	11.771 50

表 13.4-118　G20Cr2Mn2Mo 钢渗碳后耐磨耗性能

钢号	试样表面硬度 HRC	平均磨损量/mg	
		上试样	下试样
G20Cr2Mn2Mo	60 ~ 61	134.7	90.4
G20Cr2Ni4	57 ~ 58	123.1	83.4

表 13.4-119　G20Cr2Mn2Mo 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 230	1 150	≥800	缓冷

表 13.4-120　G20Cr2Mn2Mo 钢的热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度 HB
退火	800 ~ 900	—	炉冷	≤229
软化	680 ~ 700	—	空冷	≤321
渗碳	930 ~ 950	—	油冷	—
淬火 Ⅰ	880	—	油冷	—
淬火 Ⅱ	800 ~ 820	1.5 ~ 2	油冷	—
回火	200	12	空冷	—
补充回火	140	8	—	HRC≥58

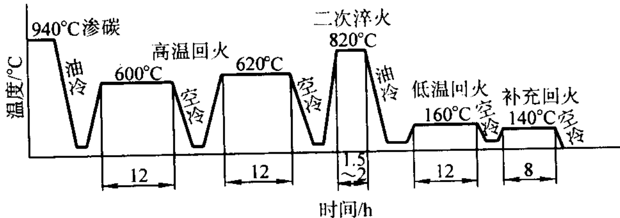


图 13.4-156　20Cr2Mn2Mo 钢渗碳-热处理工艺

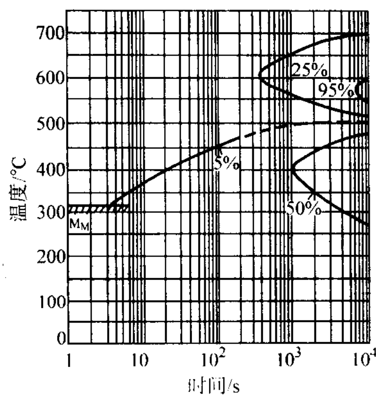


图 13.4-157 20Cr2Mn2Mo 钢的等温转变曲线

②轴承厂锻件退火工艺：

装罐（加碳，加盖密封）→随炉 800～840℃×（4～6）h，≤30℃/h→（700±20）℃×（2～3）h，15℃/h→600℃带罐出炉空冷。

4）渗碳工艺曲线 见图 13.4-158。

5）淬火工艺曲线 见图 13.4-159。

4.3 不锈轴承钢 9Cr18 和 9Cr18Mo

我国的不锈轴承钢使用高碳铬不锈钢 9Cr18 和 9Cr18Mo，并且已纳入国家标准，其标准号为 GB/T 3086—1982，其化学成分、性能特点和用途阐述如下。

（1）钢的特点和用途

9Cr18 属于高碳高铬马氏体不锈钢，淬火后具有高的硬度和耐腐蚀性。9Cr18Mo 是在 9Cr18 钢的基础上加钼发展起来的，和 9Cr18 钢进行比较，9Cr18Mo 钢具有更高的硬度和

表 13.4-121 G13Cr4Mo4Ni4V 钢化学成分（质量分数） %

C	Cr	Mo	V	Ni	Mn	Si	S	P	Co	W	Cu	[O]
0.11～0.15	4.00～4.25	4.00～4.50	1.13～1.33	3.20～3.60	0.15～0.35	0.20～0.25	≤0.010	≤0.015	≤0.25	≤0.15	≤0.10	$\leq 15\times10^{-4}$

表 13.4-122 G13Cr4Mo4Ni4V 钢物理性能

临界点/℃				热导率/$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$					
A_s	A_f	M_s	M_f	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃
650	930	365	175	23.1	25.4	26.6	26.7	27.2	27.5

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$						弹性模量				泊松比 μ	
						弹性模量 E/GPa		切变弹性模量 E/GPa			
20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20℃	315℃	20℃	315℃	20℃	315℃
9.95	10.45	10.95	11.35	11.65	11.95	209	194	80.9	74.4	0.29	0.30

表 13.4-123 G13Cr4Mo4Ni4V 钢拉伸及冲击性能

热处理工艺	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%	冲击韧度 /$J\cdot cm^{-2}$
冷处理	1 500	1 270	14	63	10.4
未冷处理	1 510	1 280	13	63	14.5

表 13.4-124 G13Cr4Mo4Ni4V 钢的断裂韧度

钢 号	试验温度/℃	淬火温度/℃	断裂韧度 K_{IC} /$MPa\cdot m^{1/2}$	硬度 HRC
G13Cr4Mo4Ni4V	室温	1 090	57	43.8
		1 110	51	44.4
	300	1 050	169	42.4
		1 070	168	43.4
		1 090	161	43.8
		1 110	158	44.4
		1 130	153	45
Cr4Mo4V	300	1 090	26	61.8
		1 110	24	61.9

表 13.4-125 G13Cr4Mo4Ni4V 钢常温接触疲劳寿命

钢 号	试验温度/℃	额定寿命 $L_{10}/10^7$	中值寿命 $L_{50}/10^7$	特征寿命 $/10^7$	斜率
G13Cr4Mo4Ni4V	1 070	0.904	6.506	9.689	0.918
	1 090	1.267	5.913	7.977	1.223
	1 110	2.100	8.970	11.890	1.297
	1 130	3.614	12.270	15.570	1.540
Cr4Mo4V	1 090	2.297	7.970	10.150	1.514

表 13.4-126 G13Cr4Mo4Ni4V 钢高温接触疲劳寿命

钢 号	额定寿命 $L_{10}/10^6$	中值寿命 $L_{50}/10^6$	特征寿命 $/10^6$	斜率
G13Cr4Mo4Ni4V	0.741	6.542	12.10	0.87
Cr4Mo4V	0.316	2.511	4.75	0.89

表 13.4-127 G13Cr4Mo4Ni4V 钢高温硬度

钢 号	试验温度/℃							
	室温	100	200	300	350	400	450	500
G13Cr4Mo4Ni4V	64.5	64.5	63.2	61.2	59.5	59.0	58.7	58.2
Cr4Mo4V	60.5	—	60.5	59.2	—	58.5	—	—

表 13.4-128　G13Cr4Mo4Ni4V 钢热加工工艺

钢锭加热温度/℃	终锻温度/℃	轧制温度/℃	终轧温度/℃
1 180	≥900	1 160	≥850，坑冷 48 h 以上

抗回火稳定性。上述钢种可用来制造在腐蚀环境和无润滑强氧化气氛中工作的轴承，例如船舶、化工、石油机械轴承，航海仪表轴承等。也可用来作为耐蚀高温轴承钢使用，但使用温度不得超过 250℃。此外还可制作高质量的刀具（如医用手术刀等）。

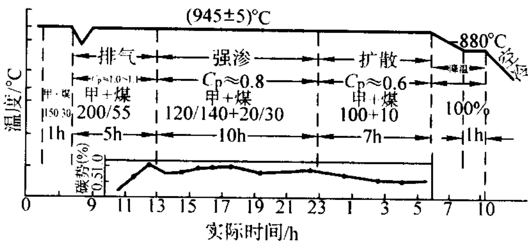


图 13.4-158　G13Cr4Mo4Ni4V 钢渗碳工艺曲线

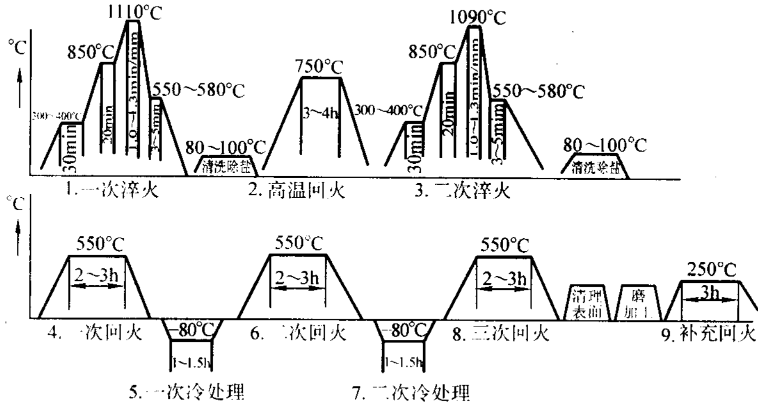


图 13.4-159　G13Cr4Mo4Ni4V 钢淬火工艺曲线

(2) 化学成分（表 13.4-129）

表 13.4-129　9Cr18 和 9Cr18Mo 钢化学成分（质量分数）　%

钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
9Cr18	0.90 ~ 1.00	≤0.80	≤0.80	17.00 ~ 19.00	—	≤0.030	≤0.035
9Cr18Mo	0.95 ~ 1.10	≤0.80	≤0.80	16.00 ~ 18.00	0.40 ~ 0.70	≤0.030	≤0.035

(3) 物理性能（表 13.4-130）

(4) 力学性能

1) 基本力学性能　见表 13.4-131 和图 13.4-160。

2) 不同热处理制度下的力学性能　见图 13.4-161 ~ 图 13.4-167 和表 13.4-132 ~ 表 13.4-134。

(5) 耐腐蚀性能（表 13.4-135 ~ 表 13.4-137 和图 13.4-168）。

(6) 生产工艺

1) 冶炼　用碱性电炉冶炼。要求质量高时采用电渣重熔或真空自耗重溶方法冶炼。

表 13.4-130　9Cr18 钢的物理性能

相变点/℃			密度 /g·cm^{-3}	比热容（20℃）C_p /J·kg^{-1}·K^{-1}	热导率（20℃）λ /W·m^{-1}·K^{-1}	比电阻（20℃）ρ /Ω·mm^2·m^{-1}
A_{c1}	A_{r1}	M_s				
830	810	145	7.7	460.55	29.31	0.60

线胀系数 α_l/10^{-6}·K^{-1}			
20 ~ 100℃	20 ~ 200℃	20 ~ 300℃	20 ~ 500℃
10.5	11.0	11.5	12.0

表 13.4-131　9Cr18 钢的室温力学性能

热处理制度	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 σ_s/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	硬度
850℃退火	745	—	14.0	27.5	15.68	230 ~ 240HB
1 060℃淬火，150℃回火	—	—	—	—	—	61HRC

2) 热加工工艺参数　见表 13.4-138。

热加工注意事项：

此钢导热性较差，最好采用冷装炉加热，加热速度不要太快，尤其是在 700℃以下时。同时应控制较高的停锻、停轧

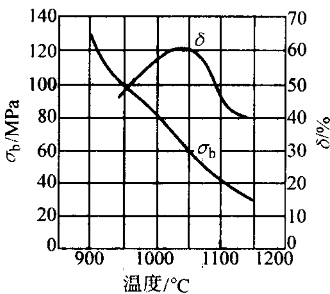


图 13.4-160　9Cr18 钢的高温力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C0.95%，Si0.29%，Mn0.41%，Cr17.6%，Ni0.48%，S0.022%，P0.024%）

（试样直径 5 mm，长 50 mm，拉伸速度 0.5 mm/s

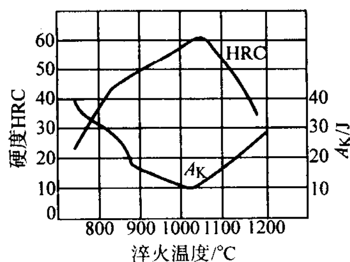


图 13.4-161　不同的淬火温度对 9Cr18 钢力学性能的影响

表 13.4-132　在 950～1 200℃下保温 5 min 于油中淬火后 9Cr18 钢的硬度和残留奥氏体数量

淬火温度/℃	硬度 HRC	残留奥氏体/%（磁性）
950	52	1.7，1.7，2.4
1 000	57	5.2，7，5.2
1 050	60	29.2，33.2，34.4
1 100	44	93.9，98，96.8
1 150	38	99.7，97，96.8
1 200	30.5	99，99，99.2

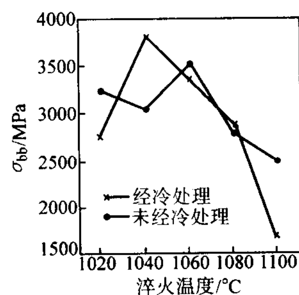


图 13.4-162　9Cr18Mo 钢淬火温度和冷处理对抗弯强度的影响

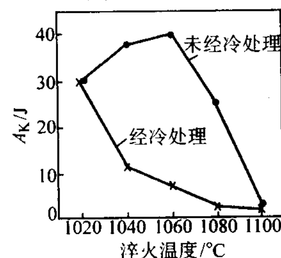


图 13.4-163　9Cr18Mo 钢淬火温度和冷处理对冲击韧度的影响

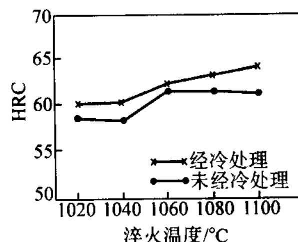


图 13.4-164　淬火温度和冷处理对硬度的影响

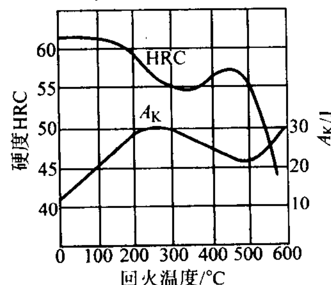


图 13.4-165　不同回火温度对 9Cr18 钢力学性能的影响

表 13.4-133　1 050～1 060℃淬火后的 9Cr18 钢，回火温度与力学性能的变化

回火温度/℃	硬度 HRC	a_K/J·cm^{-2}	应力为 960 MPa 时的弯曲疲劳/百万次	旋转 80 000 次后的磨损/mg
100	60	3.04	6.3	60
150	60	3.72	8.4	60
200	59	4.51	4.5	63

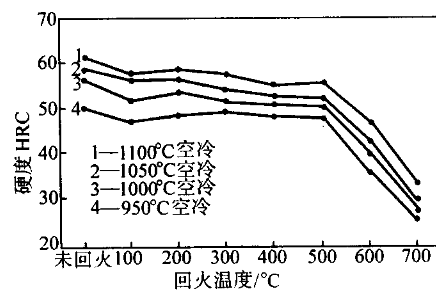


图 13.4-166　9Cr18Mo 钢硬度与回火温度的关系（曲线上温度为回火前淬火温度）

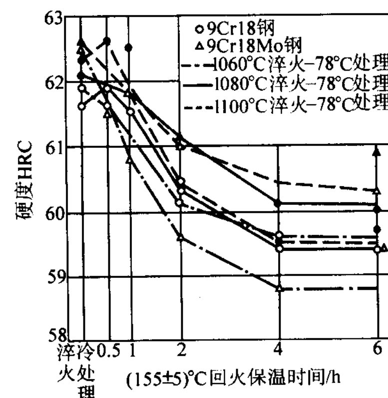


图 13.4-167　回火保温时间对 9Cr18 和 9Cr18Mo 钢硬度的影响

表 13.4-134　冷处理对淬火的 9Cr18 钢硬度的影响

淬火温度/℃	硬度 HRC				
	淬火后	冷至－75℃保持 1 h 后	回火温度/℃		
			100	150	200
1 000	58	—	58	57	55
1 000	59	59.5	59.5	59	57
1 050	60	—	60	59	57
1 050	60	61.5	61	61	59
1 100	60.5	—	60	59.5	57
1 100	60.5	62	62	62	60.5

的温度，并严格控制缓冷条件。

3）热处理　见表 13.4-139 和图 13.4-169。

4.4　高温轴承钢

我国已纳入标准的高温轴承钢有 Cr4Mo4V 和高温不锈轴承钢 Cr14Mo4。其中电渣重熔的 Cr4Mo4V 的标准号为 YB 688—76，双真空熔炼的 8Cr4Mo4V 的标准号为 YB4105—2 000。Cr14Mo4 的标准号为 YB 1205—80。我国和前苏联以及英国等国家也使用高速钢型高温轴承钢 W18Cr4V 和 W9Cr4V2。此外我国还研制出在 250℃左右温度下使用的中温轴承钢 GCrSiWV。现将上述钢号的化学成分、性能特点及用途阐述如下。

表 13.4-135 9Cr18 钢的耐腐蚀性能

介质条件			腐蚀深度	介质条件			腐蚀深度
介质	浓度/%	温度/℃	/mm·a⁻¹	介质	浓度%	温度/℃	/mm·a⁻¹
硝酸	5~20	20	<0.1	醋酸	25	50~75	3.0~10.0
	5	60~沸腾	<1.0		25	沸腾	>10.0
	20	60	<0.1		50	20	<0.1
	20	80	<1.0		50	50	3.0~10.0
	20	沸腾	2.0~3.0		50	75	>10.0
	40	60~80	<1.0	磷酸	1	20	<0.1
	40	沸腾	3.0~10.0		10	20	<3.0
	50	20	<0.1		25	20	3.0~10.0
	50	80	<1.0	硫酸	5	20	>10.0
	60	20	<0.1		5	50	>10.0
	60	60~80	<1.0		5	80	>10.0
	60	沸腾	1.0~3.0	盐酸	0.5	20	<1.0
	90	20	<1.0		0.5	50	<3.0
	90	沸腾	3.0~10.0		0.5	沸腾	>10.0
醋酸	5	20	<1.0		1	20	<3.0
	5	50~75	3.0~10.0		1	50	3.0~10.0
	5	沸腾	>10.0				

表 13.4-136 9Cr18 钢在海水中的耐腐蚀性能

试验持续天数	质量损失/mg·cm⁻²	
	不完全浸入	完全浸入
15	0.28	—
365	0.65	2.24

注：试样 12 mm×12 mm×40 mm，1 050℃空气淬火，150℃回火。

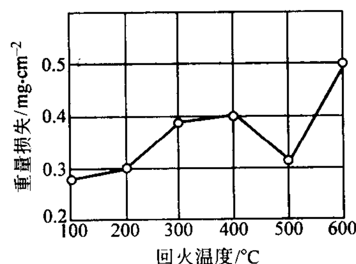


图 13.4-168 回火温度对 9Cr18 钢抗海水腐蚀性能的影响
（试验持续 15 天，先经 1 050℃空气淬火）

表 13.4-137 9Cr18Mo 耐腐蚀性能

热处理制度	硬度 HRC	介质条件			腐蚀速度
		介质	浓度/%	温度/℃	/g·m⁻²·h⁻¹
1 050℃油淬	61.0	硫酸 硫酸 硝酸	2 5 40	沸腾 沸腾 沸腾	575.6 1 003.9 1.15
1 050℃油淬，150℃回火 1 h	60.0	硫酸 硫酸 硝酸	2 5 40	沸腾 沸腾 沸腾	502.0 968.3 1.04

表 13.4-138 9Cr18 和 9Cr18Mo 钢热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 130~1 150	1 080~1 095	850~900	砂冷
钢坯	1 100~1 120	1 050~1 080	850~900	砂冷

表 13.4-139 9Cr18 和 9Cr18Mo 钢热处理工艺参数

工序名称	退火	再结晶退火	淬火	回火
加热温度和保温时间	850~870℃ 4~7 h	730~750℃	1 050~1 100℃	150~160℃，2~5 h
冷却	30℃/h 冷至 600 空冷	空冷	油冷①	空冷
硬度 HB	≤255	—	—	≥58HRC

① 为减少残余奥氏体数量，可以于 -70~80℃进行冷处理。

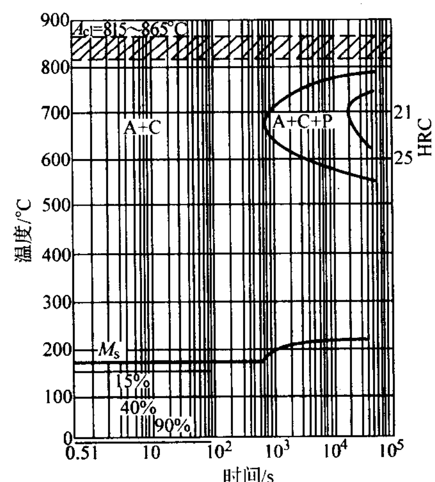


图 13.4-169 9Cr18Mo 钢的等温转变曲线
用钢成分（质量分数）(%)：C 0.85~1.10，Si<1.0，Mn<1.0，Cr 17.0~19.0，Mo 0.40~0.70，V 0.10~0.20，S<0.030，P<0.04；奥氏体化温度：1 035℃

4.4.1 高温轴承钢 Cr4Mo4V

(1) 钢的特性和用途

Cr4Mo4V 钢是一种含钼的高速钢，是世界各国广泛用于制造高温轴承的材料。用该钢制造的轴承可以在 316℃以下的温度使用。该钢具有较好的尺寸稳定性，较高的高温硬度和高温接触疲劳性能。该钢的缺点是锻造、车削和磨削性能较差，脱碳敏感性大。

(2) 化学成分（表 13.4-140）

(3) 物理性能（表 13.4-141）

(4) 力学性能

1) 基本力学性能

① 室温力学性能示于表 13.4-142 ~ 表 13.4-144 和图 13.4-170。

② 高温力学性能示于图 13.4-171 ~ 图 13.4-173 和表 13.4-145 ~ 表 13.4-147。

2) 不同热处理制度下的力学性能

① 不同淬火温度下的力学性能示于图 13.4-174 ~ 图 13.4-176。

② 不同回火温度下的力学性能示于图 13.4-177 和图 13.4-178。

③ 回火温度对钢的硬度和疲劳性能的影响示于图 13.4-179 和图 13.4-180。

④ 冷处理对接触疲劳寿命的影响示于图 13.4-181。

表 13.4-140 Cr4Mo4V 钢化学成分（质量分数） %

冶炼工艺	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Cu	Ni	S	P	Co	W	[O]
电渣	0.75～0.85	≤0.35	≤0.35	3.75～4.25	4.0～4.5	0.9～1.1	≤0.20	≤0.20	≤0.020	≤0.027	—	—	—
真空感应+真空自耗	0.75～0.85	≤0.35	≤0.35	3.75～4.25	4.0～4.5	0.9～1.1	≤0.20	≤0.20	≤0.008	≤0.015	≤0.25	≤0.25	≤ 10×10^{-4}

表 13.4-141 Cr4Mo4V 钢的物理性能

临界点/℃					线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$								
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	11～200℃	11～250℃	11～300℃	11～350℃	11～400℃	11～450℃	11～500℃	11～550℃	11～600℃
765	840	778	720	130	11.2	11.8	12.0	12.3	12.5	12.7	13.0	13.1	13.3

表 13.4-142 Cr4Mo4V 钢的力学性能

热处理工艺	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB
退火	695.8～725.2	20.5～26.0	44.5～55.0	19.6～39.2	187～207

表 13.4-143 Cr4Mo4V 钢的耐磨耗性能

热处理制度	HRC	磨损量/mg		
		上试样	下试样	平均
1 120℃油淬，－76℃冷处理，530℃回火2次，每次2 h	63.3	164	72	118
1 120℃油淬，－76℃冷处理，500℃回火2次，每次2 h	62.2	118	32	75

注：在MN型磨损试验机上进行试验，上试样转速为160 r/min，下试样转速为175 r/min，负荷800 N（80 kgf）；试样为ϕ30 mm×16 mm×10 mm的圆环。上试样转到10^5次时停机测量磨损量。

表 13.4-144 Cr4Mo4V 钢的断裂韧度

冶炼工艺	热处理工艺	硬度 HRC	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	
			室温	200℃
真空感应加真空自耗	真空炉1 100℃×1 h，气冷；－60℃冷处理，550℃×2 h二次回火	61～62	19.12	26.02
	真空炉1 100℃×1 h，气冷；550℃×2 h三次回火	61.5～62.5	16.95	22.75
电渣	真空炉1 100℃×1 h，气冷；－60℃冷处理，550℃×2 h二次回火	60	19.76	25.65
	真空炉1 100℃×1 h，气冷；550℃×2 h三次回火	60～61.5	17.26	24.16

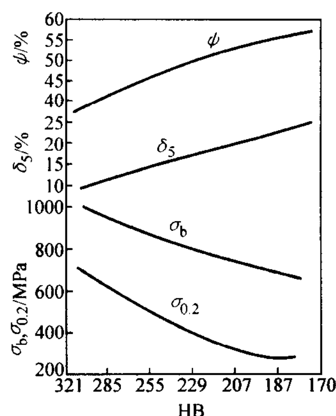


图 13.4-170 退火硬度与拉伸性能的关系

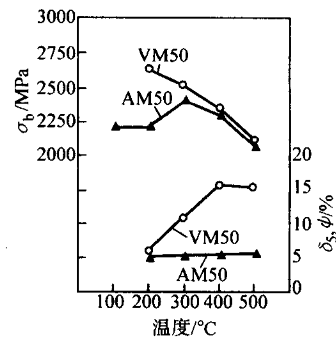


图 13.4-171 Cr4Mo4V 钢的高温拉伸性能

VM50为真空熔炼，经1 120℃油淬＋550℃回火1 h，2次。AM50为空气熔炼，经1 125℃油淬＋550℃回火2 h，2次

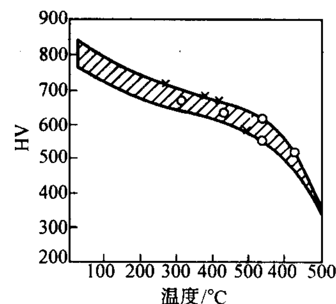


图 13.4-172 Cr4Mo4V 钢的高温硬度

影线带为美国莱特航空发展中心的研究结果，“O”为日本高温轴承研究委员会测定值

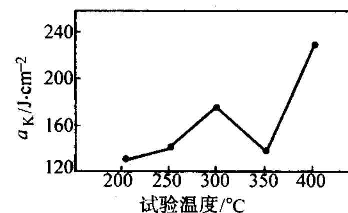


图 13.4-173 Cr4Mo4V 钢高温冲击韧性

热处理：1 120℃油淬，530℃回火2 h，回火3次

表 13.4-145 Cr4Mo4V 钢的高温接触疲劳寿命

热处理制度	HRC	疲劳寿命，转动次数	
		$L_{10}/10^5$	$L_{50}/10^6$
1 100℃油淬，530℃回火3次，每次2 h	62.1～62.8	1.12	2.46
1 120℃油淬，冷处理，530℃回火3次，每次2 h	61.2～61.8	1.51	2.51

续表 13.4-145

热处理制度	HRC	疲劳寿命，转动次数	
		$L_{10}/10^5$	$L_{50}/10^6$
1 120℃油淬，530℃回火 3 次，每次 2 h	62.2～63.1	1.70	2.88
1 120℃油淬，550℃回火 3 次，每次 2 h	61.5～62.5	1.74	3.39

注：在 ZYS-7 型高温接触疲劳试验机上进行试验。转速为2 900 r/min，接触应力 5 292 MPa，试验温度 250℃，用4 050合成润滑油润滑。

表 13.4-146 Cr4Mo4V 钢的高温弯曲疲劳极限

热处理制度	试验温度/℃	σ_{bb}/MPa	循环次数
1 100℃油淬，500℃回火 4 次，每次 2 h	450	588.4	$>10^7$

表 13.4-147 Cr4Mo4V 钢的高温硬度及 1 000 h 高温保持后，再次加热的高温硬度

热处理制度	HRC	测量状态	高温保持或测量温度/℃			
			204	316	427	538
1 150℃油淬＋565℃回火 2 h，2 次	64	高温瞬时硬度 HRC	62	59	57	52
		高温 1 000 h 保持后，室温硬度 HRC	64	64	63	58
		高温 1 000 h 保持后，高温硬度 HRC	61	57	55	46

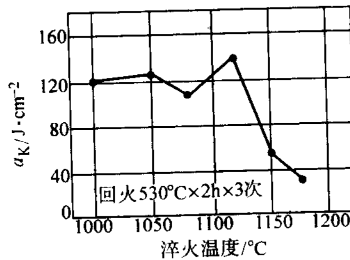


图 13.4-174 冲击韧度与淬火温度的关系
（在 250℃条件下进行冲击试验）

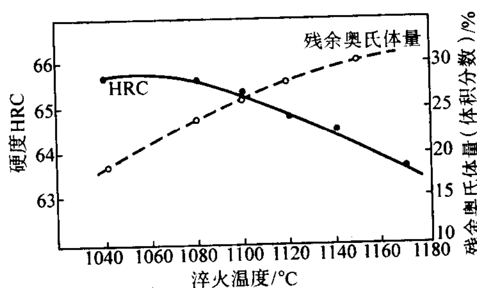


图 13.4-175 残余奥氏体量、硬度与淬火温度的关系

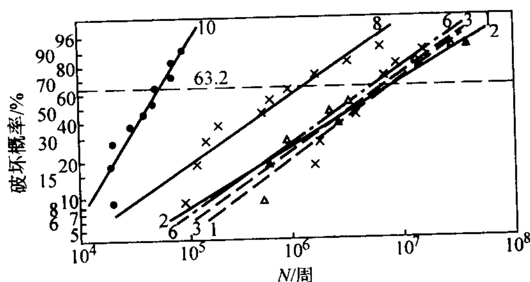


图 13.4-176 淬火温度对接触疲劳寿命的影响
1—1 000℃淬火；2—1 040℃淬火；3—1 080℃淬火；6—1 120℃淬火；8—1 150℃淬火；10—1 180℃淬火

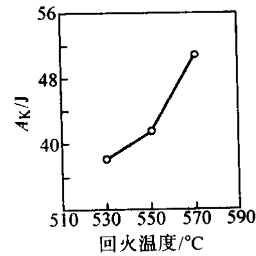


图 13.4-177 Cr4Mo4V 钢回火温度与冲击吸收功的关系
（热处理制度为 1 150℃油淬，回火 2 h，共 3 次）

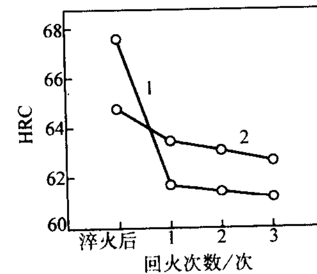


图 13.4-178 回火次数及冷处理对硬度的影响
1—经过冷处理；2—未经冷处理

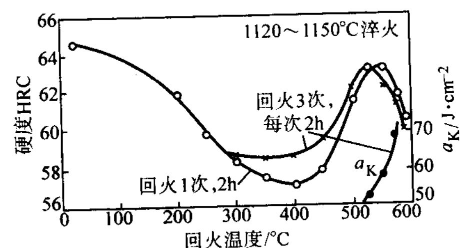


图 13.4-179 硬度与回火温度的关系

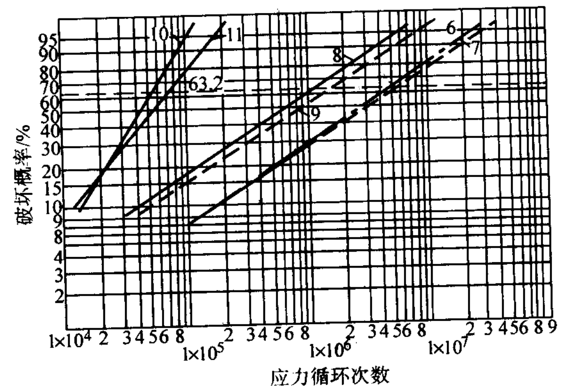


图 13.4-180 回火温度对 Cr4Mo4V 钢疲劳性能的影响
6—1 120℃淬火，530℃回火；7—1 120℃淬火，550℃回火；8—1 150℃淬火，530℃回火；9—1 150℃淬火，550℃回火；10—1 180℃淬火，530℃回火；11—1 180℃淬火，550℃回火

3）不同冶炼工艺下的接触疲劳寿命

冶炼工艺对钢的接触疲劳性能的影响，见图 13.4-182～图 13.4-184。

4）尺寸稳定性 见表 13.4-148，表 13.4-149 和图 13.4-185。

（5）生产工艺

1）冶炼工艺 电弧炉＋电渣重熔；真空感应炉＋真空自耗炉冶炼。

2）Cr4Mo4V 钢的热加工工艺参数 见表 13.4-150。

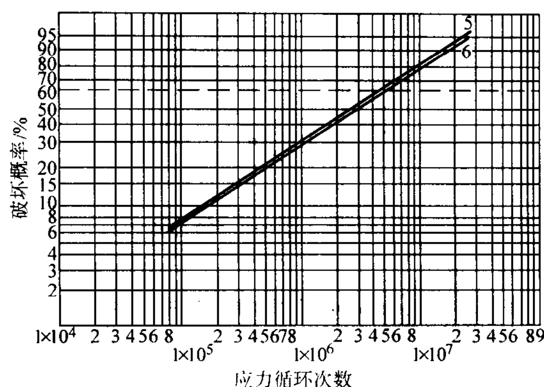


图 13.4-181 冷处理对 Cr4Mo4V 钢疲劳寿命的影响

5—1 120℃淬火，冷处理 1 h + 530℃回火二次；

6—1 120℃淬火，冷处理 1 h + 530℃回火二次

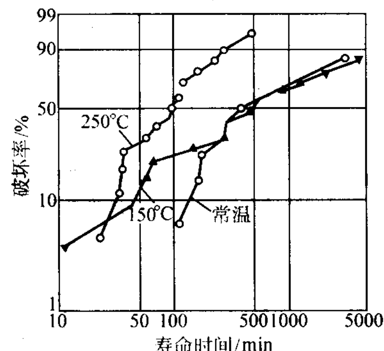


图 13.4-182 一般方法冶炼的 Cr4Mo4V 钢的接触疲劳寿命

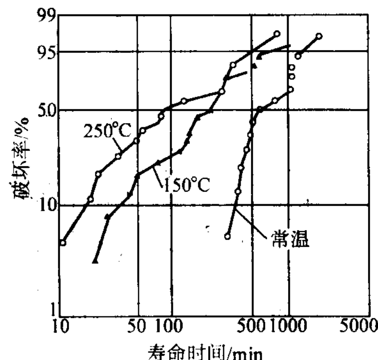


图 13.4-183 真空冶炼的 Cr4Mo4V 钢的接触疲劳寿命

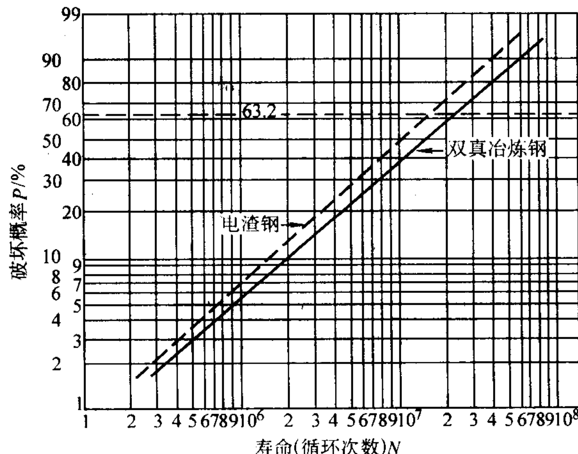


图 13.4-184 Cr4Mo4V 钢双真空冶炼和电渣重熔钢的高温接触疲劳寿命

试验条件：高温五球式接触疲劳试验机。试验钢球直径 ϕ12.7 mm，转速 10 000 r/min，接触应力 4 615 MPa，试验温度 200℃，润滑用航空合成润滑油

表 13.4-148 Cr4Mo4V 钢的尺寸稳定性

热处理制度	时效温度/℃	时效时间/h	试样长度/mm		尺寸变化
			时效前 L_0	时效后 L	
1 150℃油淬，570℃回火 2 次，每次回火2 h	350	200	100.0018	100.0031	+0.0013
	400	200	100.074 3	100.074 5	+0.000 2
	450	200	100.001 0	100.000 5	-0.000 5
	500	200	100.001 9	100.011 4	+0.009 5
	555	200	100.001 5	99.993 8	-0.007 7

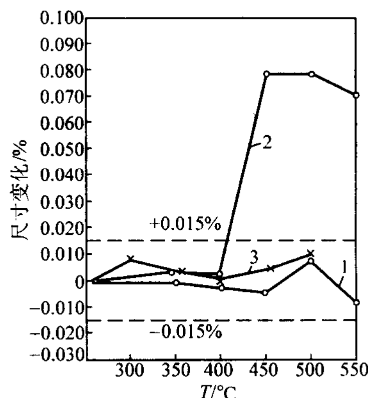


图 13.4-185 200 h 高温时效后的尺寸稳定性

1—Cr4Mo4V；2—Cr14Mo4V；3—W9Cr4V2Mo

表 13.4-149 Cr4Mo4V 钢 1 000 h 时效后的尺寸变化

温度/℃	204	316	427	532
尺寸变化/mm·mm^{-1}	$+22\times10^{-6}$	$+12\times10^{-6}$	$+27\times10^{-6}$	-50×10^{-6}

注：热处理制度为 1 140℃油淬 + 566℃回火 2 h，2 次。

表 13.4-150 Cr4Mo4V 钢的热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140 ~ 1 180	1 060 ~ 1 100	≥900	砂冷或炉冷
钢坯 > 100 mm	1 120 ~ 1 160	1 020 ~ 1 080	≥850	砂冷或炉冷
钢坯 ≤ 100 mm	1 100 ~ 1 140	1 000 ~ 1 060	≥850	砂冷或炉冷

3）热处理工艺参数 见表 13.4-151。

4）钢的等温转变曲线 见图 13.4-186。

4.4.2 高温不锈轴承钢 Cr14Mo4

（1）钢的特点和用途

Cr14Mo4V 钢是一种高碳高铬马氏体不锈钢。它是在 9Cr18Mo 基础上提高钼含量和减少铬含量而成的新轴承钢。钢的高温硬度较高，耐腐蚀性能良好，耐磨性比 Cr4Mo4V 钢稍低。该钢适于做中、低负荷，温度低于 300℃长期工作的高温轴承材料。可切削性优于 Cr4Mo4V 钢。

（2）化学成分（表 13.4-152）

（3）物理性能（表 13.4-153）

（4）力学性能

1）基本力学性能

① 室温力学性能见表 13.4-154 和表 13.4-155。

② 高温力学性能示于图 13.4-187 和表 13.4-156，表 13.4-157。

2）淬火和回火温度和硬度的关系 示于图 13.4-188 和图 13.4-189。

（5）时效尺寸稳定性（表 13.4-158）

（6）耐腐蚀性能（表 13.4-159）

表 13.4-151 Cr4Mo4V 钢热处理工艺参数

工序名称	等温退火	冷拉中间坯或成品退火	淬火	回火	补充回火
加热温度和保温时间	840～860℃4～6 h	680～710℃4～6 h	1 100～1 120℃每 mm30～60 s①	520～550℃回火3次，每次保温2 h	350℃2 h
冷却	炉冷至 720～740℃保温 3～5 h，再以 20～30℃/h 冷至 550℃出炉空冷	以 20℃/h 冷至 550℃出炉空冷	油冷（油温 60～120℃）至 170～180℃空冷	空冷	空冷
硬度 HB	197～241	197～250	—	—	≥62HRC

① 淬火加热前应在 850℃预热（盐炉中每 mm 2 min）：淬火时，先于空气中预冷至 900～950℃，再转入油冷。淬过火的零件不要直接接触冷金属，而应当及时回火。

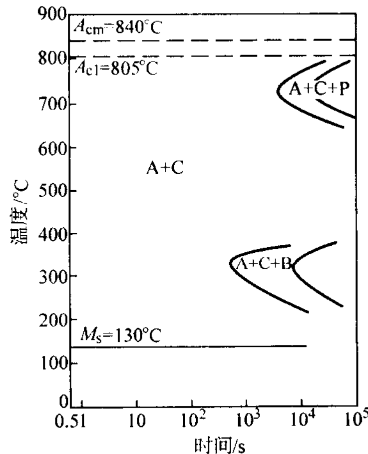


图 13.4-186 Cr4Mo4V 钢等温转变曲线

试验用钢成分（%）：C0.80，Si0.02，Mn0.23，Cr4.07，Mo4.40，V0.99；奥氏体化温度：1 110℃

表 13.4-152 Cr14Mo4 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
1.00～1.15	≤0.60	≤0.60	13.4～15.0	3.75～4.25	0.10～0.20	≤0.030	≤0.030

（7）生产工艺

1）冶炼 采用电渣重熔或真空自耗重熔法冶炼。

2）热加工工艺参数 见表 13.4-160。

3）热处理工艺参数 见表 13.4-161。

4）交货状态 退火状态或冷拉退火状态交货。

4.4.3 高温轴承钢 W18Cr4V

（1）钢的特点和用途

W18Cr4V 是国内外通用的钨系高速钢。该钢在 500℃和 600℃时，其高温硬度仍分别保持在 57～58HRC 和 52～53HRC 的水平。该钢经 4 次加热到 610～620℃后，硬度仍保持在 60HRC 以上。W18Cr4V 钢具有较高的高温硬度和良好的红硬性。该钢除广泛应用于制造各种切削工具外，也被用来制造耐 540℃以下的高温轴承。W18Cr4V 钢的碳化物不均匀性、高温塑性均较钼系高速钢为差，并且其磨削加工比较困难，我国在高温轴承上的应用较少。

（2）化学成分（表 13.4-162）

（3）物理性能（表 13.4-163）

（4）力学性能

表 13.4-153 Cr14Mo4 钢物理性能

临界点/℃				线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$										
A_{c1}	A_{cm}	A_{r3}	A_{r1}	20～200℃	20～250℃	20～300℃	20～350℃	20～400℃	20～450℃	20～500℃	20～550℃	20～600℃	20～650℃	20～700℃
856	915	777	722	10.9	11.1	11.3	11.60	11.65	11.8	11.95	12.05	12.1	12.2	12.3

表 13.4-154 Cr14Mo4 钢力学性能

热处理制度	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%	硬度
890℃退火	774	14.2	19.1	240HB

表 13.4-155 Cr14Mo4 钢的耐磨耗性能

热处理制度	硬度 HRC	试验条件			磨损量/mg		
		负荷/N（kgf）	上试样转速 /r·min⁻¹	下试样转速 /r·min⁻¹	上试样	下试样	平均
1 120℃油淬，－76℃冷处理 1 h，520℃回火 4 次，每次回火 2 h	61～62	600（60）	360	400	72.7	26.6	49.7
	62.6	800（80）	175	200	135.6	54.6	95.1
	63.2	800（80）	160	175	118.0	32.0	75.4

注：在 MN 型磨损试验机上进行试验。试样尺寸：ϕ30 mm×16 mm×10 mm 圆环。干磨至上试样转动达到 10^5 次停机测量磨损量。

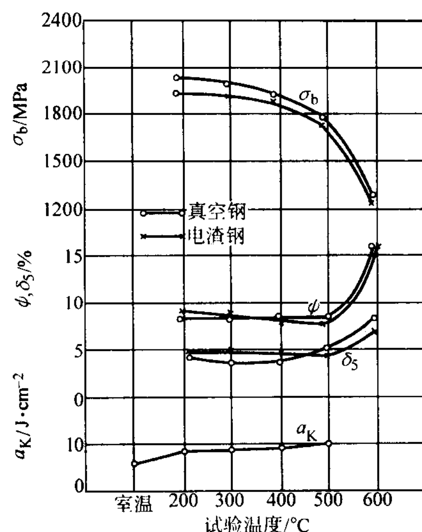


图 13.4-187　高温拉伸性能和冲击性能
（1 100℃油淬，500℃回火5次，每次回火1 h）

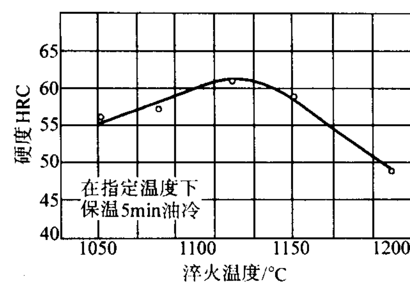


图 13.4-188　硬度与淬火温度的关系

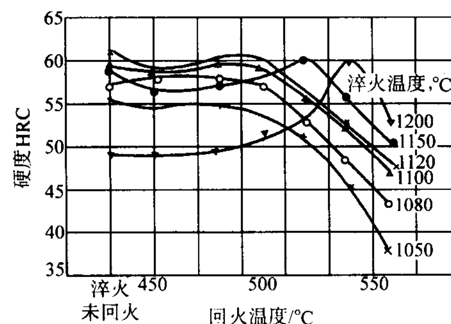


图 13.4-189　硬度与回火温度的关系

表 13.4-156　Cr14Mo4 钢高温弯曲疲劳极限

热处理制度	温度/℃	σ_{-1}/MPa
1 100℃油淬，500℃回火4次，每次回火1 h	500	441

表 13.4-157　Cr14Mo4 钢高温接触疲劳寿命

热处理制度	转动次数（50%破坏率）
1 120℃油淬，－76℃冷处理，520℃回火4次，每次回火2 h	6.5×10^5

注：在 ZYS－7 型高温接触疲劳试验机上进行试验，转速 2 900 r/min，接触应力 4 000 MPa，用 4 209 润滑油润滑，试验温度为200℃。

1）基本力学性能　见图 13.4-190～图 13.4-193。

2）热处理制度对力学性能的影响　淬火工艺和力学性能的关系如图 13.4-194～图 13.4-206 所示。

(5) 生产工艺

1）冶炼工艺　电弧炉＋电渣重熔。

2）热加工工艺参数　见表 13.4-164。

3）钢锭、钢坯、钢材的退火工艺参数　见表 13.4-165。

4）轴承部件的热处理工艺参数　见表 13.4-166。

5）钢的冷却转变曲线　见图 13.4-207 和图 13.4-208。

表 13.4-158　Cr14Mo4 钢时效尺寸稳定性

热处理制度	时效温度/℃	时效时间/h	试样长度/mm		尺寸变化 $(L-L_0)/L_0\times100\%$
			时效前 L_0	时效后 L	
1 100℃油淬，500℃回火4次，每次回火1 h	350	200	100.003 0	100.002 3	－0.006 9
	400	200	100.004 3	100.012 2	＋0.007 8
	450	200	100.003 7	100.169 1	＋0.16
	500	200	100.009 8	100.052 3	＋0.04
	550	200	99.983 0	99.991 0	＋0.008
1 120℃油淬，520℃回火5次，每次回火2 h	350	200	100.001 0	100.006 4	＋0.054
	400	200	100.007 1	100.011 4	＋0.0015
	450	200	100.002 0	100.161 1	＋0.15
	500	200	100.003 7	100.159 2	＋0.15
	550	200	100.003 0	100.073 1	＋0.7

表 13.4-159　Cr14Mo4 钢耐腐蚀性能

热处理制度	硬度 HRC	介质条件			腐蚀速度 /g·m^{-2}·h^{-1}
		介质	浓度/%	温度/℃	
1 150℃油淬	42	硫酸	2	沸腾	543.9
		硫酸	5	沸腾	973.6
		硝酸	40	沸腾	12.53
1 150℃油淬，550℃回火2 h	53	硫酸	2	沸腾	593.5
		硫酸	5	沸腾	1 001.8
		硝酸	40	沸腾	21.07

表 13.4-160　Cr14Mo4 钢钢热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 140～1 160	1 130～1 150	≥950	坑冷
钢坯	1 120～1 140	1 110～1 130	≥950	坑冷

表 13.4-161　Cr14Mo4 钢热处理工艺参数

工序名称	退　火	淬　火	回　火
加热温度和保温时间	880～1 000℃ ×4～6 h	1 100～1 120℃	500～525℃×2 h，回火4次

续表 13.4-161

工序名称	退 火	淬 火	回 火
冷却	15~30℃/h 冷至 740℃，再以 15~30℃/h 冷至 600℃，保温 2~5 h 出炉空冷	油冷	空冷
硬度	197~241HB	—	61~63HRC

表 13.4-162 W18Cr4V 化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	S	P
0.70~0.80	≤0.40	≤0.40	3.80~4.40	17.5~19.0	≤0.30	1.00~1.40	≤0.03	≤0.03

4.4.4 高温轴承钢 W9Cr4V2

（1）钢的特点和用途

W9Cr4V2 钢的性能大致和 W18Cr4V2 相似，但其钢中钨的含量仅为 W18Cr4V2 的一半，因此钢中碳化物数量减少，铸态时钢中莱氏共晶体比较不明显，锻造以后，一次碳化物的数量也较少。淬火以后钢的硬度和 W18Cr4V2 相似。该钢除被用来制造刀具外，也用来制造高温轴承。该钢的磨削加工性能比较困难，在我国应用较少。

（2）化学成分（表 13.4-167）

（3）物理性能（表 13.4-168）

（4）力学性能

① 淬火工艺和力学性能的关系示于图 13.4-209 ~ 图 13.4-212。

表 13.4-163 W18Cr4V 物理性能

相变点/℃				密度/$g\cdot cm^{-3}$	比热容 c_p/$J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$（在下列温度（℃））					热导率 λ/$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$（在下列温度（℃））				
A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	M_s		50	200	600	800	900	20	200	500	700	900
820	1 330	760	220	8.7	473.11	494.04	757.81	921.10	787.12	27.21	25.96	25.96	25.12	25.12

比电阻 ρ/$\Omega\cdot mm^2\cdot m^{-1}$（在下列温度（℃））					线胀系数 α_l/$10^{-6}K^{-1}$（在下列温度（℃））									磁性		
20	200	500	700	900	0	100	200	300	400	500	600	700	800	矫顽力 H_c/$A\cdot m^{-1}$	剩磁 B_r/T	磁饱和 $4\pi Is$/T
0.42	0.53	0.77	1.02	1.17	10.4	11.1	11.9	12.6	13.4	14.1	15.3	13.4	10.8	636.64~795.8	0.90~0.95	1.55~1.57

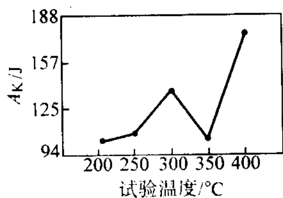


图 13.4-190 高温冲击吸收功

热处理 1 120℃10 min 油淬，530℃回火 2 h，回火 3 次

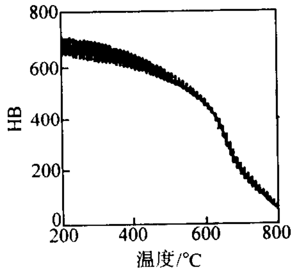


图 13.4-191 W18Cr4V 钢的高温硬度

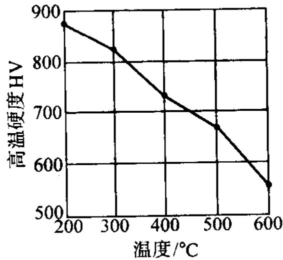
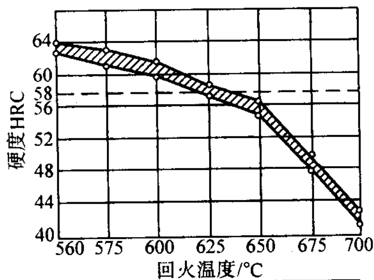


图 13.4-192 高温硬度曲线



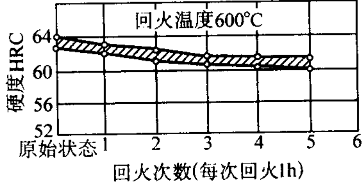


图 13.4-193 钢的红硬性

原始状态：1 270℃淬火，560℃回火 3 次，每次 1 h

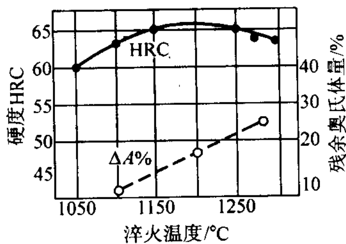


图 13.4-194 硬度及残余奥氏体量与淬火温度的关系

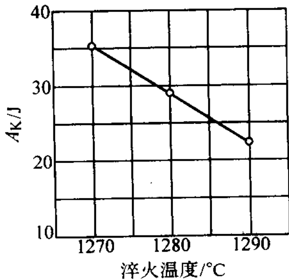


图 13.4-195 在不同淬火温度下的冲击吸收功

试样尺寸 10 mm×10 mm×55 mm，无缺口

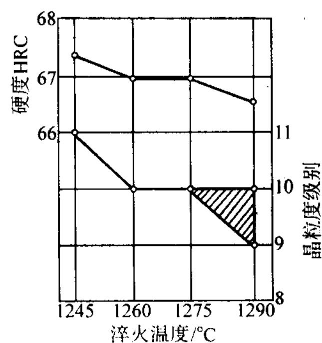


图 13.4-196 淬火硬度及奥氏体晶粒度与淬火温度的关系

② 回火工艺和力学性能的关系示于图 13.4-213 ~ 图 13.4-215。

(5) 生产工艺

1) 冶炼工艺 电弧炉 + 电渣炉冶炼。

2) 热加工工艺参数 见表 13.4-169。

3) 热处理工艺 见图 13.4-216 ~ 图 13.4-218 和表 13.4-170 ~ 表 13.4-172。

4.4.5 中温轴承钢 GCrSiWV (GCr15SiWV)

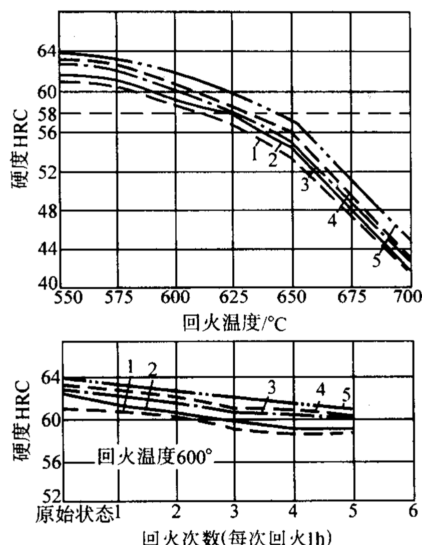


图 13.4-197 红硬性与淬火温度的关系

淬火温度：1—1 220℃；2—1 240℃；3—1 260℃

4—1 280℃； 5—1 300℃

原始状态：1 270℃淬火，560℃回火 3 次，每次 1 h

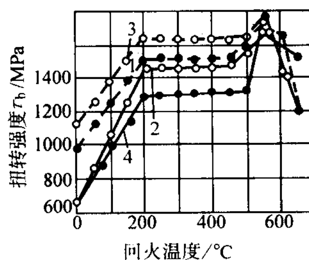


图 13.4-198 力学性能与回火温度的关系

1—1 260℃淬火，－78℃冷处理，2—1 260℃淬火；

3—1 300℃淬火，－78℃冷处理，4—1 300℃淬火

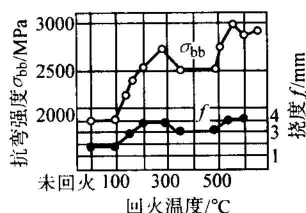


图 13.4-199 力学性能与回火温度的关系

(1 280℃油淬，经 525 ~ 600℃回火)

(1) 钢的特点和用途

GCrSiWV 是适用于制造工作温度在 250℃左右使用的轴承零件的中温轴承钢。该钢是一种空淬型钢种，具有硬度高、耐磨性好、尺寸稳定及接触疲劳寿命长等特点。该钢除制造中温轴承以外，还可用作柴油机油泵的油嘴偶件等的中温耐磨材料。

(2) 化学成分 (表 13.4-173)

(3) 物理性能 (表 13.4-174)

(4) 力学性能

1) 基本力学性能 见表 13.4-175 ~ 表 13.4-177 和图 13.4-219。

2) 不同热处理制度下的力学性能 见图 13.4-220，图 13.4-221 和表 13.4-178，表 13.4-179。

(5) 生产工艺

1) 冶炼工艺 用电弧炉加电渣重熔或真空自耗重熔法冶炼。

2) 热加工工艺 见表 13.4-180。

3) 热处理工艺 见表 13.4-181。

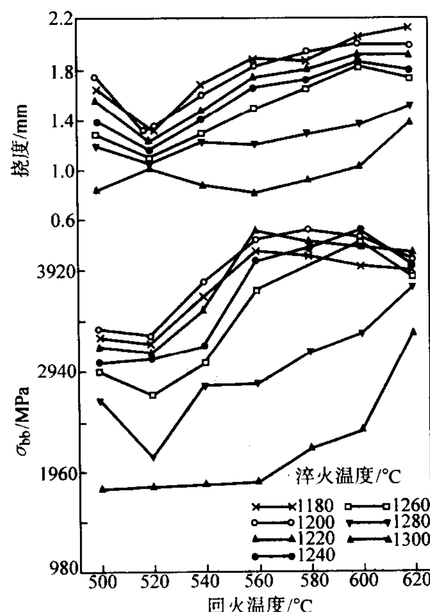


图 13.4-200 不同温度淬火时抗弯强度及挠度与回火温度的关系

试样尺寸：ϕ5 × 70 mm，跨距 50 mm

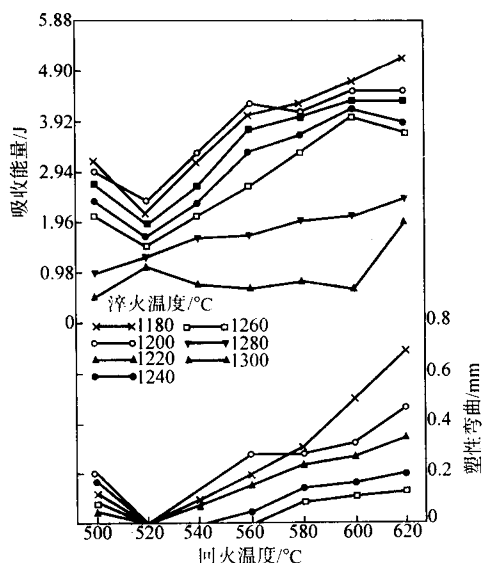


图 13.4-201 抗弯试验吸收能量及塑性弯曲与淬火温度，回火温度的关系

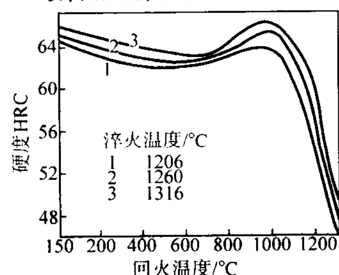


图 13.4-202 回火温度对 W18Cr4V 钢不同温度淬火后硬度的影响

碳含量为0.7%（质量分数），通常的奥氏体化温度：1 288℃；回火时间：2.5 h，试样尺寸 44.5 mm×25.4 mm×19 mm

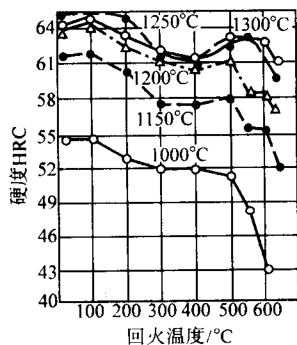


图 13.4-203 硬度与淬火温度及回火温度（一次回火）的关系

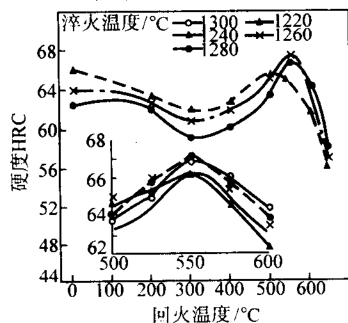


图 13.4-204 W18Cr4V 高速钢不同温度下的回火硬度曲线

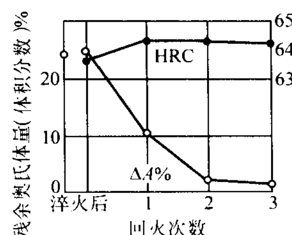


图 13.4-205 560℃多次回火对硬度及残余奥氏体量的影响

淬火温度 1 290℃，油冷

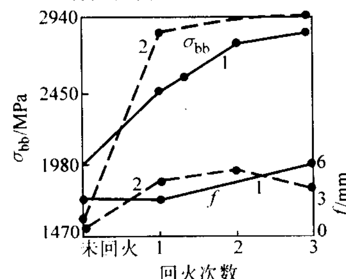


图 13.4-206 力学性能与淬火冷却条件及 560℃回火次数的关系

1—油冷（20℃）；2—油冷，再冷到 -78℃，回火 1 h

表 13.4-164 W18Cr4V 钢热加工工艺参数

项目		加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃
钢锭	锻	1 220～1 240	1 120～1 140	≥950
钢坯	锻	1 180～1 220	1 120～1 140	≥950
	轧	1 150～1 180	1 080～1 150	≥950

注：1. 由于高速钢导热性差，因此钢锭（或钢坯）装炉温度不得高于 400℃，低温阶段需缓慢加热（≤300℃/h），到 850℃保温 1 h，然后便可随炉升温至锻造加热温度。
2. 锻造钢锭时须轻锤开坯，随着铸态组织逐渐破坏方可逐步加重锤力。为了破碎碳化物并尽量使其均匀分布，必须重锤成材。
3. 停锻温度对碳化物分布有很大影响。降低停锻温度能使碳化物粉碎程度增加，但是停锻温度过低会使塑性明显变坏，导致产生裂纹。
4. 增大锻造比是使碳化物呈更均匀分布的重要措施。
5. 锻造高速钢时易产生角裂。应该用工具及时去掉已产生的角裂，避免缺陷继续扩大。
6. W18Cr4V 钢空冷时就可以淬火，因此锻造后应及时放入灰中，进行缓慢冷却。

表 13.4-165 W18Cr4V 钢钢锭、钢坯、钢材退火工艺参数

退火方法	升温	温度/℃	保温时间/h	冷 却	退火后硬度
软化退火	缓慢	860～880	2	以 20～30℃/h 冷却到 500～600℃，然后炉冷或堆冷	≤277HB
等温退火	缓慢	860～880	2	炉冷至 740～760℃，保温 2～4 h，然后炉冷至 500～600℃空冷	≤255HB

4）钢的冷却转变和淬透性曲线 见图 13.4-222～图 13.4-224。

5）钢的塑性变形抗力 见图 13.4-225。

6）脱碳敏感性 见表 13.4-182。

4.5 无磁轴承钢 70Mn15Cr2Al3WMoV2

无磁轴承材料在我国以前主要使用铍青铜和蒙乃尔合金，但其硬度较低，使用条件受到很大的限制。我国研制的无磁轴承钢 70Mn15Cr2Al3WMoV2 经 1 165～1 180℃固溶，使碳化物充分溶解，然后水冷，其组织为奥氏体＋少量未溶解

表 13.4-166 轴承部件热处理工艺参数

工序名称	加热温度/℃	保温时间/h	冷 却	硬 度	金相组织
去应力退火	680 ~ 780	2 ~ 4	炉冷		
一般退火	830 ~ 870[①]	2 ~ 4	≤30℃/h 冷却到 550℃出炉空冷	201 ~ 255HB	细球化组织或索氏体组织
等温退火	830 ~ 870	2 ~ 4	炉冷到 720 ~ 730℃保温 3 ~ 4 h，再炉冷到 550℃出炉空冷	201 ~ 255HB	细球化组织或索氏体组织
淬火	预热[②]840 ~ 860 最终加热 1 240 ~ 1 260	30 ~ 60 s/mm 8 ~ 12 s/mm	在 550 ~ 570℃硝盐中冷却后取出空冷	≥63HRC	细马氏体组织 + 残余奥氏体 + 一、二次碳化物
第一次回火	560 ± 5	2	取出空冷	—	细马氏体组织 + 残余奥氏体 + 一、二次碳化物
冷处理	− 70	1	取出空冷	—	—
第二次回火	560 ± 5	20	取出空冷	800 ~ 950HV_{30}	细马氏体组织 + 残余奥氏体 + 一、二次碳化物
第三次回火	560 ± 5	2	取出空冷	800 ~ 925HV_{30}	细马氏体组织 + 残余奥氏体 + 一、二次碳化物
消除应力处理（初磨或初研后进行）	560 ± 5	2	取出空冷	800 ~ 925HV_{10}	—

① 冷冲与热冲球后需经 830 ~ 870℃装箱退火。

② 复杂零件可进行两次预热，第一次 550 ~ 650℃，第二次 820 ~ 840℃。

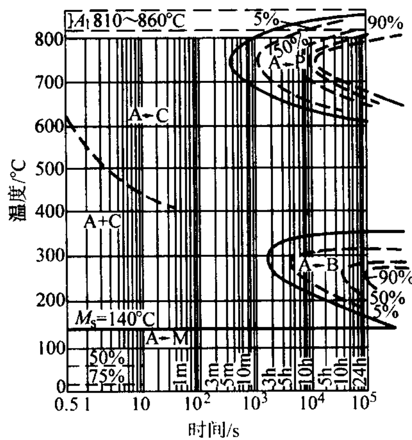


图 13.4-207 W18Cr4V 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.81，Si0.15，Cr3.77，Mo0.44，W18.25，V1.07；奥氏体化温度：1 290℃

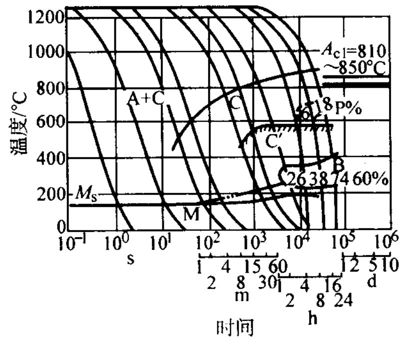


图 13.4-208 W18Cr4V 钢连续冷却转变曲线

奥氏体化温度 1 260℃

的碳化物。固溶后在 650 ~ 700℃的温度下进行较长时间的时效处理，使奥氏体基体中析出大量弥散的高硬度的合金碳化物，使钢的硬度、强度和耐磨性能得到急剧提高。在时效过程中，开始阶段随时效时间的延长，钢的硬度急剧提高，到一定时间后，硬度达到峰值，其峰值硬度为 48 ~ 50HRC。随后再延长时间，由于合金碳化物的聚集长大，钢的强度和硬度反而下降。因此必须选择合适的时效温度和时间。此钢具有稳定的奥氏体组织和低的磁导率，其磁导率 μ 在 1.323 × 10^{-6} H/m 以下。

（1）钢的特性和用途

70Mn15Cr2Al3WMoV2 是一种沉淀硬化奥氏体钢。具有低磁导率、高强度、高硬度（经表面氮化处理后，硬度可达 68 ~ 70 HRC）、高耐磨性等优点。是一个较好的无磁轴承和无磁模具材料，与原有铍青铜、蒙乃尔合金和高锰钢相比，性能有较大的提高。退火处理后，机械加工性较好，车、刨、铣均能顺利进行，钻孔时需适当掌握钻头形状、转速和冷却液，才能顺利进行。该钢还可以用于制造要求强度高、耐磨性良好的电子工业零件。

表 13.4-167 W9Cr4V 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	S	P
0.85 ~ 0.95	≤0.40	≤0.40	3.80 ~ 4.40	8.50 ~ 10.00	≤0.30	2.00 ~ 2.60	≤0.030	≤0.030

表 13.4-168 W9Cr4V 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃			密度 /g·cm^{-3}	磁 性			
A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}		磁导率 μ /H·m^{-1}	矫顽力 H_c/A·m^{-1}	剩磁 B_r/T	磁饱和 4πIs/T
810	—	760	8.30	约 126 × 10^{-6}	约 1 193.7	0.82 ~ 0.86	1.65 ~ 1.70

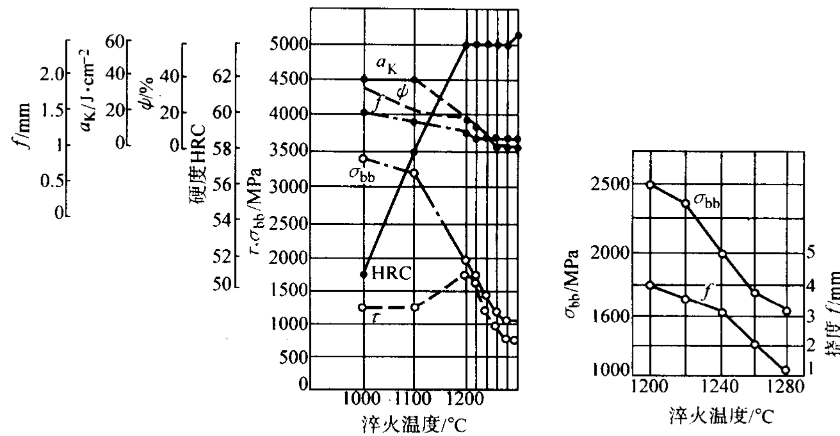
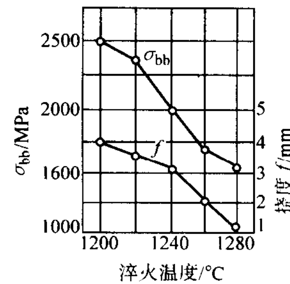



图 13.4-209　W9Cr4V 钢力学性能与淬火温度的关系

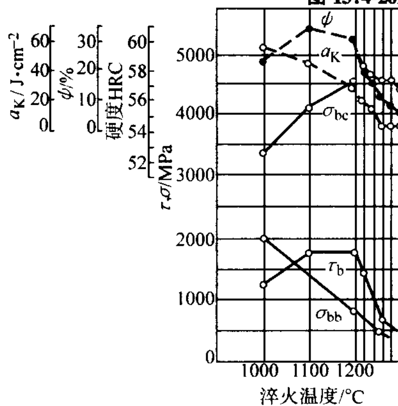


图 13.4-210　W9Cr4V 钢淬火温度与力学性能的关系
(560℃，回火 3 次)

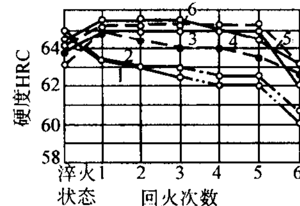


图 13.4-213　W9Cr4V 钢硬度与回火温度的关系

图 13.4-214　W9Cr4V 钢不同温度淬火后，经 550℃多次回火对硬度的影响（回火 1 h）
1—1 200℃；2—1 220℃；3—1 240℃；4—1 260℃；5—1 280℃；6—1 300℃

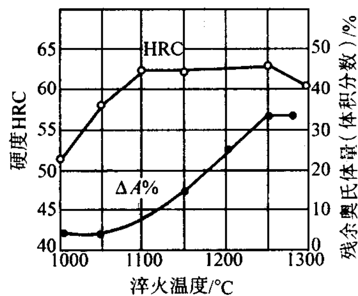


图 13.4-211　W9Cr4V 钢淬火温度与硬度及残余奥氏体量的关系

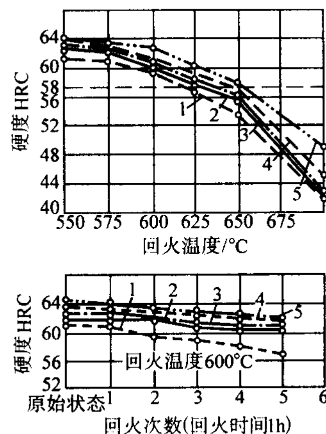


图 13.4-212　W9Cr4V 钢红硬性与淬火温度的关系
淬火温度：1—1 200℃；2—1 220℃；3—1 240℃；4—1 260℃；5—1 280℃

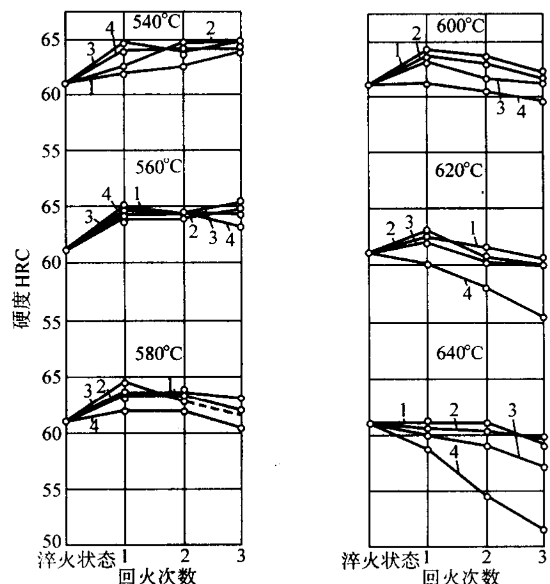


图 13.4-215　W9Cr4V 钢硬度与回火规范的关系

(2) 化学成分（表 13.4-183）

(3) 物理性能（表 13.4-184）

表 13.4-169 W9Cr4V 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	终止温度/℃	冷 却
1 150 ~ 1 200	920 ~ 900	缓冷（坑，砂或炉中冷却）

注：1. 由于高速钢导热性差，钢锭、钢坯装炉温度应低于400℃，缓慢加热，以免出现裂纹。
2. 停锻温度低能使碳化物破碎，但易产生裂纹，因此应撑握好停锻温度。
3. 该钢为空淬钢，因此锻后应及时放入灰中或堆冷，进行缓慢冷却。

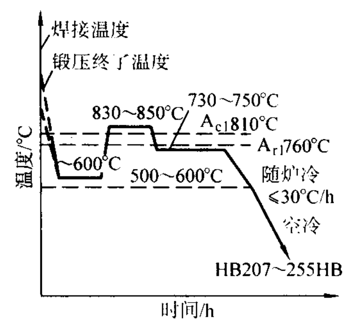


图 13.4-216 W9Cr4V 钢锻压与焊接后等温退火

表 13.4-170 W9Cr4V 钢淬火工艺

淬火加热温度/℃			淬火方式	冷 却				硬度 HRC
一次预热	二次预热	最终加热		冷却介质	介质温度/℃	延续	冷却到 20℃	
500 ~ 600	840 ~ 860	1 210 ~ 1 250	连续冷却的淬火	油 静止空气 流动空气	20 ~ 60 20 20	至 20 ~ 60℃ 至 20℃ 至 20℃	—	61 ~ 63 61 ~ 63 61 ~ 63
			分级淬火	KNO_3 或三部分混合盐（50% $CaCl_2$ + 20% NaCl + 30% $BaCl_2$）	450 ~ 550	3 ~ 5 min	空冷	61 ~ 63
			等温淬火	50% KNO_3 + 50% $NaNO_2$	250 ~ 300	3 h	空冷	50 ~ 55
			专用淬火	油	200	—	随油一起冷却	61 ~ 63

表 13.4-171 W9Cr4V 钢冷处理工艺

冷却温度/℃	处理时间	硬度 HRC
-（70 ~ 80）	到整个截面冷却为止	63 ~ 65

表 13.4-172 W9Cr4V 钢推荐回火规范

方案	加热介质	加热温度/℃	一次回火时间/min	回火次数	硬度 HRC	残余奥氏体量（体积分数）/%
1	空气炉或煤气炉；熔融硝盐或碱	560 ± 10	60	2 ~ 3	≥62	<5
2	熔融硝盐、碱或混合盐	580 ± 5	30	2	≥62	<5
3	熔融硝盐、碱或混合盐	600 ± 5	15	2	≥62	<5

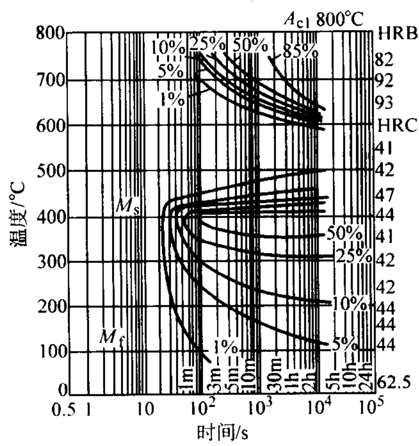


图 13.4-217 W9Cr4V 钢奥氏体等温转变曲线
奥氏体化温度 900℃

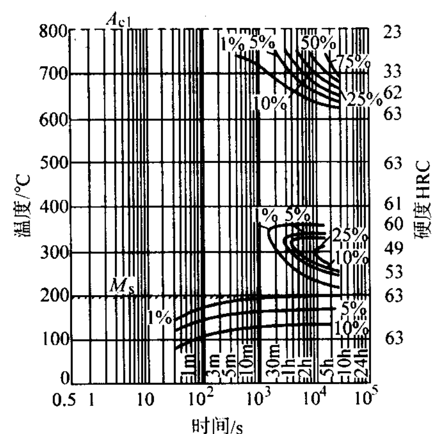


图 13.4-218 W9Cr4V 钢奥氏体等温转变曲线
奥氏体化温度 1 220℃

表 13.4-173 GCrSiWV 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Cr	W	V	Ni	Cu	S	P
0.95 ~ 1.05	0.70 ~ 0.90	0.40 ~ 0.60	1.30 ~ 1.60	1.10 ~ 1.40	0.20 ~ 0.35	≤ 0.30	≤ 0.30	≤ 0.020	≤ 0.027

（4）力学性能

1）基本力学性能 见表 13.4-185 和表 13.4-186。

2）固溶温度、时效温度和时间和硬度的关系 见图 13.4-226。

（5）生产工艺

1）冶炼 用电弧炉、电渣炉重熔。

2）热加工工艺参数 见表 13.4-187。

3）热处理工艺参数 见表 13.4-188。

表 13.4-174 GCrSiWV 钢物理性能

临界点/℃				热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹			弹性模量 E/MPa	
A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	M_s	100℃	200℃	290℃	室温	250℃
765	810	692	200	34.67	43.21	44.55	222 000	210 000

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$				电阻率/$10^{-8}\Omega\cdot m$		
20 ~ 100℃	20 ~ 200℃	20 ~ 300℃	20 ~ 400℃	100℃	200℃	290℃
10.24	11.95	12.74	13.20	36.8	41.0	53.4

表 13.4-175 GCrSiWV 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬度
退火	814 ~ 824	721 ~ 775	20.0 ~ 22.5	43.0 ~ 43.5	229HB
870 ~ 890℃油淬 300℃回火 2 h，空冷	—	—	—	—	62HRC

表 13.4-176 GCrSiWV 钢高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	硬度 HRC	A_K/J
870 ~ 890℃油淬 300℃回火 2 h，空冷	150	—	6.72
	200	61.5	7.60
	250	59.3	6.32
	300	56.0	8.00
	350	52.5	—

表 13.4-177 GCrSiWV 钢耐磨耗性能

热处理制度	硬度 HRC	磨损量/mg	
		上试样	下试样
880℃油淬，300℃回火 2 h	60 ~ 61	0.203 0	0.181 6

注：在 MN 型磨损试验机上进行试验。上试样转速为 180 r/min，下试样转速为 200 r/min，负荷 883 N，干磨至上试样转速达 9 万次后停机测量磨损量。

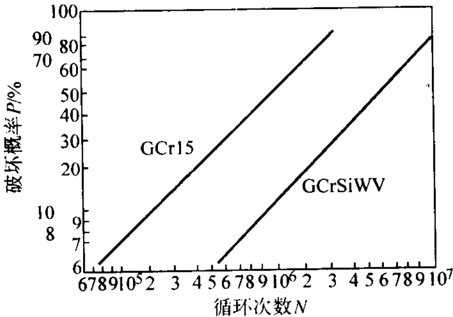


图 13.4-219 GCrSiWV 和 GCr15 钢 250℃（高温）时的接触疲劳强度对比

在 ZYS－7 型高温接触疲劳试验机上进行试验。转速为 2 900 r/min；接触应力 5 296 MPa，用 4050 润滑油润滑。热处理：880℃油淬，300℃回火 2 h

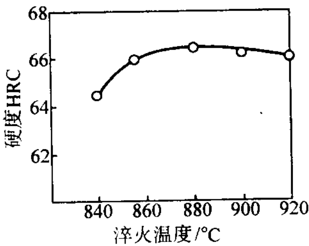


图 13.4-220 GCrSiWV 钢硬度与淬火温度的关系

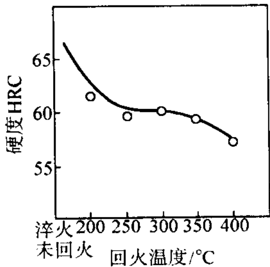


图 13.4-221 GCrSiWV 钢硬度与回火温度的关系

表 13.4-178 GCrSiWV 钢回火温度和冲击吸收功的关系

温度/℃	未回火	100	200	250	300	350	400	450	500
A_K/J	19.6	39.2	58.8	73.5	68.6	96.1	94.1	137.3	176.5

注：1. 试样 860℃，油淬。
2. 试样尺寸：10 mm × 10 mm × 55 mm，无缺口。

表 13.4-179 GCrSiWV 钢时效温度和时间与硬度的关系

热处理制度	时效温度/℃	时效后的硬度 HRC				
		2 h	10 h	50 h	100 h	200 h
880℃油淬，300℃回火 2 h	200	61.5	61.5	61.5	61.0	61.5
	250	61.5	61.5	61.5	61.0	61.5
	300	61.5	61.0	60.0	60.0	60.0

表 13.4-180 GCrSiWV 钢热加工工艺参数

金属类型	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 180 ~ 1 220	1 100 ~ 1 120	≥850	缓冷
钢坯	1 060 ~ 1 180	1 000 ~ 1 080	≥850	缓冷

表 13.4-181 GCrSiWV 钢热处理工艺参数

项目	加热温度/℃	保温时间/h	冷却	硬度
退火	780 ~ 800	2 ~ 4	以 ≤ 20℃/h 冷至 720℃，保温 2 ~ 6 h 后再以 20℃/h 冷至 600℃出炉空冷	197 ~ 217HB
淬火	880 ± 10	—	油冷	—
回火	300	2	空冷	60 ~ 62HRC

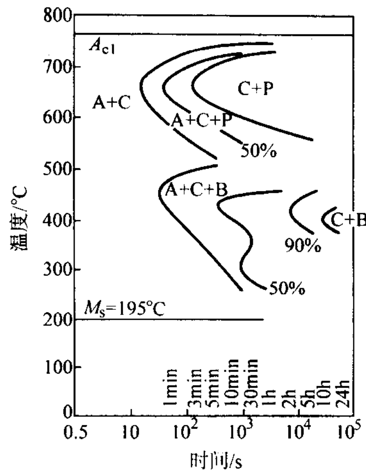


图 13.4-222 GCrSiWV 钢的等温转变曲线

试验用钢成分(质量分数)(%):C0.96,Si0.75,Mn0.49,P0.004,S0.005,Cr1.50,W1.21,V0.24 原始状态:退火;奥氏体化:880℃,30 min;晶粒度:>8 级

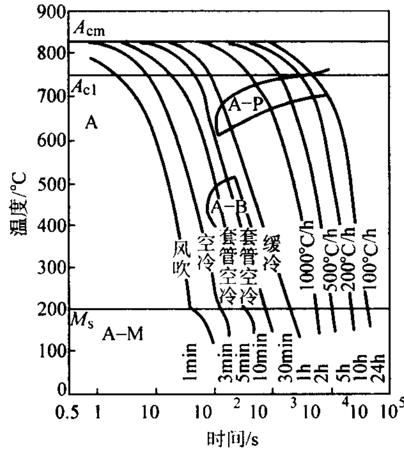


图 13.4-223 GCrSiWV 钢的连续冷却曲线

试验用钢成分(质量分数)(%):C0.96,Si0.75,Mn0.49,P0.004,S0.005,Cr1.50,W1.21,V0.24

原始状态:退火,奥氏体化:880℃,30 min;晶粒度:>8 级

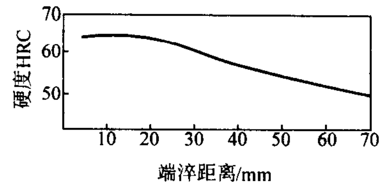


图 13.4-224 GCrSiWV 钢的淬透性曲线

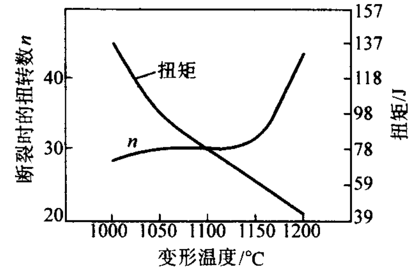


图 13.4-225 GCrSiWV 钢的塑性变形抗力

表 13.4-182 GCrSiWV 钢脱碳敏感性

温度/℃	800	900	1 000	1 100	1 120
全脱碳层深度/mm	—	0.06	0.08	0.13~0.16	0.10~0.13
总脱碳层深度/mm	0.08~0.09	0.14~0.15	0.37	0.37~0.40	0.37~0.43

表 13.4-183 70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢化学成分(质量分数) %

C	Mn	Cr	Mo	V	W	Al	S	P
0.65~0.75	14.5~16.0	2.0~3.0	0.5~1.0	1.5~2.0	0.5~1.0	2.5~3.5	≤0.03	≤0.04

表 13.4-184 70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢物理性能

密度 /g·cm^{-3}	磁导率 μ_m/H·m^{-1}	线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}								
		25~100℃	25~200℃	25~300℃	25~400℃	25~500℃	25~600℃	25~700℃	25~800℃	25~900℃
7.34	1.260 54×10^{-6}	16.0	17.8	18.9	19.7	20.5	20.28	21.2	21.5	21.6

热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}							
150℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
14.44	15.70	19.26	20.05	20.35	22.27	24.70	24.70

表 13.4-185 70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HRC
1 180℃水冷(固溶处理)	706~804	60.0~61.0	61.5~62.5	225.4~235.2	—
1 180℃水冷,650℃时效 20 h	1 460~1 480	4.5	8.5~9.5	13.74	48~50

表 13.4-186 70Mn15Cr2Al3WMoV2 高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	HV
1 180℃30 min 水冷 700℃时效 4 h 空冷	600	882.0	2.16	5.69	325
	650	788.9	2.16	5.12	294

续表 13.4-186

热处理制度	试验温度 /℃	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	HV
1 180℃30 min 水冷 700℃时效 4 h 空冷	700	717.4	1.76	7.70	255
	750	602.7	1.76	7.34	215
	800	498.8	2.4	3.16	187

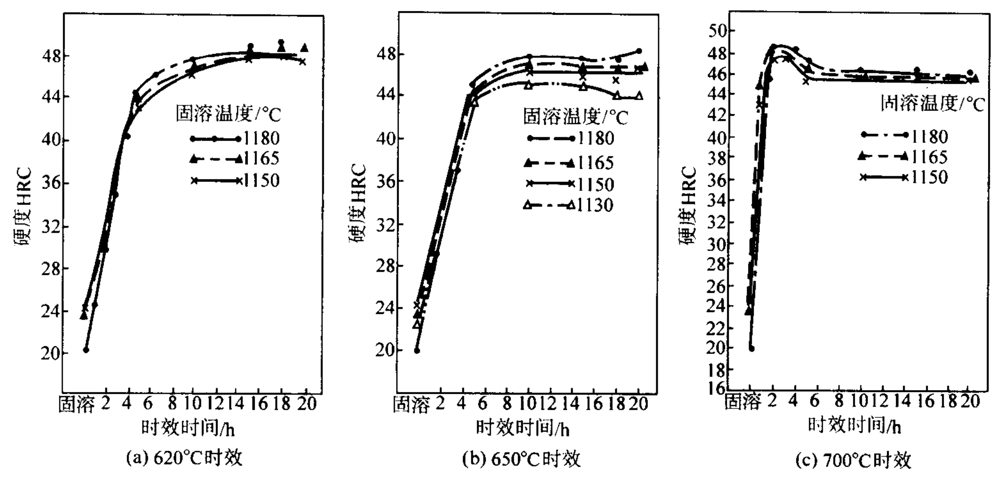


图 13.4-226　70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢固溶温度、时效温度和时间与硬度的关系

表 13.4-187　70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢热加工工艺参数

冷装炉炉温/℃	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
≤800	1 170	1 140	950	空冷

表 13.4-188　70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢热处理工艺参数

工序名称	退火	固溶处理	时效
加热温度和保温时间	(880 ± 10)℃ × (3 ~ 6) h	1 180℃	650 ~ 700℃ × (4 ~ 20) h

续表 13.4-188

工序名称	退　火	固溶处理	时效
冷却	炉冷至 500℃ 出炉空冷	水冷	空冷
硬度 HRC	270 ~ 276HB	—	48 ~ 50

编写：魏果能（钢铁研究总院）

第5章　合金工具钢

工具钢（tool steel），简言之就是用于制造刃具、量具、模具等的钢铁原材料。美国冶金材料科学家 P.Payson 在《METALLURGY OF TOOL STEEL》（工具钢冶金学）一书中，按照美国钢铁工业协会（American Iron and Steel Institute）的定义为：从工业用途的角度，就是能够硬化和回火的碳钢和合金钢，一般用电弧炉生产并用于满足制造工具的特殊要求，其可以用于手工工具，或可以用于机械零件的常温或较高温度的切削、冲压、模压等的成型材料。工模具钢还用于对耐磨性要求很高的材料。

在人类社会发展的早期，就开始制造并利用工具。早在从铁器时代开始，就采用钢铁材料制造手工工具。人们在古埃及金字塔中发现了约5 000年前可能由陨石铁制成的铁制工具的残片。约公元前900年前，古希腊诗人荷马（Homer）写的奥德赛（Oddssey）中，就有关于钢铁工具淬火的描述。公元前350年，印度人制成了乌兹钢（Wootz steel），它是先将铁矿固态还原成海绵铁，然后与木炭混合密封加热通过渗碳而制成。但是早期的工具钢是简单的碳素钢。叙利亚人采用类似工艺制成大马士革刀（Damascus steel）。

18世纪中叶发明了坩埚炼钢法。在坩埚中利用碳或生铁对固态还原铁增碳，熔炼出含碳量较高的均匀的工模具钢。1868年 Robert Mushet 提出一种合金工具钢，其化学成分（质量分数）为：C2%、Mn2%、W7%，可以空淬，被称为 Mushet steel。几年之后，英国的 Sheffield 工厂投产生产该钢，主要用于制造刀具，比普通碳钢耐磨性好，使用寿命长并在当时得到广泛应用。

19世纪90年代，在研究的基础上，把 Mushet steel 部分锰含量用铬代替，变成铬钨钢，其切削速度可达20 m/min，取代了 Mn-W 自硬钢。1893年，H.A.Brstlein 向 Midvale 公司提出的两种铬钨工具钢样品的化学成分见表13.5-1。

表13.5-1　两种铬钨工具钢的化学成分（质量分数）　%

元素	C	Mn	Cr	W
1	1.49	0.34	1.51	4.76
2	1.66	0.64	2.40	6.59

1895年，F.W.Talor 和 M.White 首先发现上述合金工具钢提高淬火温度可以得到红硬性，使工具能在较高的切削速度下使用，提出了“高速钢”的概念。1903年，F.W.Talor 和 M.White 等推荐一种成分（质量分数）为：C 0.7%、W14%的合金工具钢，又在该钢中加入0.3%V，1910年，又将钒含量提高到0.7%，成为T1（W18Cr4V）钢的雏形。在此期间，在低合金工具钢的生产与研究方面也取得了很多进展。1895年，美国的 Carpenter 钢公司设计并生产了成分（质量分数）为1%C、2.5%Cr 的工具钢。1897～1898年，生产了成分（质量分数）为1.18%C、0.94%Cr、0.78%W 的低合金工具钢。

20世纪20年代，发展了一系列的合金工模具钢，主要有：①高碳铬冷作模具钢；②质量分数为1%C 和5%Cr 加入 Mo 的中合金空淬冷作模具钢；③适用制造压铸模具的热作模具钢；④研究了铬钨型高耐磨热作模具钢；⑤开始进行了易切削模具钢的研究。

从20世纪的40～80年代，为了改善低合金模具钢的淬透性和减少淬火变形，各国陆续研究了一批低合金微变形冷作模具钢。为了改善高碳冷作模具钢的韧性，提高材料的综合性能，在70年代，国外发展了部分铬质量分数为8%左右，再添加钨、钼、钒等元素的高韧性、较高耐磨性的冷作模具钢，如日本的 DC53 等。在此期间，日本等国还发展了火焰淬火模具钢。

在热作模具钢方面，在20世纪20～30年代的 W 系模具钢的基础上，发展了 Mo 系、W-Mo 系、Cr-W-Mo 系热作模具钢，并向系列化的方向发展。

20世纪50年代后，随着石化工业的迅速发展，塑料工业迅速成为一种重要的工业原料，为了满足塑料制品成型模具的需求，各国迅速发展了一系列的不同类型的专用塑料模具钢，目前在不少先进国家已经形成了专用的钢种系列，例如渗碳型、预硬型、耐蚀型、时效硬化型等塑料模具用钢。

目前各国基本上发展了较完善的模具钢系列，并制订了相应的国家或行业标准。但是模具材料的研究还在不断进行，在模具钢的品种、质量、生产工艺等方面不断研究，以适应快速发展的模具工业的要求。

我国是世界文明古国之一，社会生产力很早就得到高度发展，与我国当时的钢铁生产技术的发展是密不可分的。

我国的钢铁工业生产技术，从公元前5世纪的春秋战国时期到东汉时期铁器，已经成为我国主要的金属材料。早在战国时期，我国已经创造了白口铸铁柔化处理技术，成为高韧性的可锻铸铁的生产技术。由此看来，我国的生铁冶金技术的建立比欧洲约早1 900年，而可锻铸铁的生产技术比欧洲约早2 300年。

我国在春秋晚期，已经发明了块炼渗碳钢技术，例如长沙杨家山出土的春秋晚期的钢剑，就是碳质量分数为0.5%的中碳钢。其生产工艺是先将铁矿石还原成海绵铁，然后进行渗碳再经反复锻打，最后锻造成具有多层结构的钢制工具。

在钢的热处理技术上，我国早在战国后期已广泛采用淬火工艺，例如河北易县燕下都44号墓出土的钢剑和钢戟，都经过淬火处理，呈现马氏体显微组织。

我国采用钢铁制造模具也是很早的，早在战国时期，就开始用生铁制造铸造用模具（铁范），用来浇注铸铁用的斧、凿、镰刀等工具。在河北兴隆县和河南省的新郑县，先后出土了大量战国时代的铁范。通过铸铁模具的使用，不仅可以改善铸造铁器的质量，而且由于模具可以多次使用，能够显著地提高生产效率，降低生产成本，对社会生产力的发展起到较大的推动作用。

我国冷作模具发展也比较早，明代出版的《天工开物》一书中，就载有将钢尺锥成线眼，将钢条抽过线眼拔成钢丝，然后将钢丝剪断制成针的工艺过程叙述。说明当时已经采用钢制的冷拉模具生产针用钢丝。

近300年来，通过产业革命，欧洲的钢铁生产技术得到迅速发展。而我国从19世纪以来长期受封建主义、官僚资本主义和帝国主义的统治，沦为半殖民地、半封建社会，生产技术停滞不前，到1949年全国解放前年产钢仅15.8万吨，基本上不能生产模具钢，模具钢几乎全靠进口。新中国成立以后，我国模具钢的生产技术取得了迅速发展，在短短的50年以后，2002年，主要模具钢的生产企业14家共生产模具钢33万吨，居于世界先进国家的行列，不但能满足国内模具制造业的需要，而且有部分出口。

50多年来，我国通过引进和自己研制开发，逐渐形成了我国的模具钢钢种系列。1952年引进苏联国家标准，制定

了我国重工业部部颁合金工具钢标准；1959年，根据我国资源情况，制定了我国冶金工业部部颁标准YB7—59。到1977年，在原来钢种的基础上，吸收我国历年来的科研开发工作的成就，制定了我国的第一个合金工具钢国家标准GB 1299—77。1985年又对该标准进行修订，颁发了GB 1299—85，2000年为了适应模具工业的发展，又进行了修订，形成了GB/T 1299—2000标准。初步建立起具有我国特色的、接近世界先进水平的，包括冷作模具钢、热作模具钢、塑料模具钢和无磁模具钢的钢种系列，基本上可以满足国民经济的需要。

（1）工模具钢的分类及其特性

工模具钢是制造模具、刃具、量具的原材料，其中70%～80%是模具钢。按用途一般可分为：①刃具钢，其主要用于制造各种刃具；②模具钢，用来制造各种类型的模具；③量具钢，用于制造各式量规等。由于用途不同，上述各类钢在成分及热处理上往往有明显的差异，这种分类方法的不足之处在于有些钢号可以同时有几种用途。

在世界各国的工模具钢的生产的标准，如美国的ASTM A681、日本的JIS4404、英国的BS4659、前苏联的ГОСТ5950和德国的DIN17350等，未把模具钢作为单独的系列而列入合金钢中，但随着模具钢的迅速发展，世界各国的模具钢的主要生产厂，都形成了自己的模具钢标准系列。

按照美国ASTM—A681—87A，把合金工具钢分为8个系列，即H系列热作工具钢，A系列冷作模具钢，D系列冷作工具钢，O系列冷作工具钢，S系列耐冲击工具钢，L系列特殊用途工具钢，F系列特殊用途工具钢和P系列塑料模具钢。

另外，根据化学成分和特殊性能要求，按热处理方式（状态）又把各种模具钢分为：①预硬化钢：在钢厂预先进行淬回火处理，使硬度达到30～40HRC，在预淬硬的条件下交货，用户可以直接加工成模具，不再经过热处理，所以叫预硬化。②淬火回火型：系指中等碳含量并以Cr、Mo、V、W等合金化，硬度要求在45～60HRC，具有较高耐磨性的钢；③析出硬化型：主要是指马氏体时效钢，在固溶状态下经较长时间的时效析出，硬度在38～52HRC，但具有高强度、高耐磨性、高韧性，好的镜面加工性及较小的热处理变形；④表面处理型：进一步提高模具的表面硬度>60HRC，甚至达到2 000～4 000HV，从而提高模具的耐磨性、抗热黏结性和脱模性，采用的处理方式，主要有渗碳、渗氮、渗硫、渗铬、渗铝、渗硼，PVD、CVD法和火焰淬火法等。

世界上习惯把模具钢按用途归为3大类（按照模具材料使用的条件）：冷作模具钢、热作模具钢和塑料模具钢，但产量较大的通用钢号并不很多。

（2）合金工模具钢在国民经济中的作用

模具、刃具、量具是工业生产中用量大、影响面广的重要基础件，是工业生产中不可缺少的工具。尤其是随着工业的迅速发展，模具已成为工业产品的主要成型工具。随着工业技术的迅速发展，为了降低产品生产成本，提高生产效率和产品质量，提高材料利用率，国内外的制造工业广泛地采用各种先进的无切削、少切削工艺，例如用精密冲压、精密锻造、压力铸造、冷挤压及等温超塑性成型等新工艺新技术，代替传统的切削加工工艺。目前家用电器约80%左右的零部件依靠模具加工；机电工业中约70%的零部件采用模具成型。塑料制品、陶瓷制品、橡胶制品、建材产品、耐火材料制品大部分也采用模具成形。一种中型载重汽车改型，即需要模具4 000多套，重达2 000多吨。生产一种型号的照相机，需要500多套模具。在不少行业中，模具费用已经在产品生产成本中占15%～30%[1]。

随着模具需要量的急剧增长，模具制造工业已经逐步发展成为一个独立的行业，而且其发展速度领先于其他行业。如日本1976～1985年10年期间，机械制造工业的总产值增长了2倍，而模具制造工业的产值增长了3倍。进入20世纪80年代以后，一些工业发达国家模具工业已经超过了机床制造工业的产值。根据中国模具工业协会发表的资料，1995年世界的模具工业的总产值约为600亿美元，其中日本约占总产值的1/4，居世界第一位。

目前很多工业产品质量的改善，生产效率的提高，产品成本的降低以及产品更新换代的速度，在一定程度上取决于模具的制造精度、质量、制造周期、生产成本和使用寿命等因素。所以国外有人提出："模具是工业发展的基石"，"模具是促进社会繁荣的动力"。

我国模具工业发展比较迅速，1995年据中国模协的不完全统计，国内已经建立了200多个专业的模具制造厂和10 000多个模具生产点，从业人员为40多万，年产值约为145亿元人民币。到2002年，我国的模具产值已经超过360亿，从业人数超过70万。合金工具钢是制造模具、刃具、量具的原材料，其中模具钢占70%～80%，其质量、数量、品种、规格和成本对这些基础件生产行业影响很大，所以近年来也得到迅速发展。如20世纪80年代日本粗钢的年产量一直在1亿多吨，而合金工具钢的年产量1980年为9.06万吨，到1990年为12.64万吨，即10年间产量增加了39.51%，若与1978年相比，产量增加94.69%。日本在近10年来，尽管粗钢产量变化不大，但是合金工具钢产量有较大幅度的增加。

我国合金工具钢从不生产到现在年产15万吨左右，得到了较大的发展。但是，随着工业生产技术的提高，工、模具的服役条件越来越苛刻，造成国产合金工模具钢无论在品种、质量、尺寸规格及性能等方面尚不能满足生产需要，是导致我国模具钢需要大量进口的重要原因之一。

（3）国内外生产和应用现状

目前，各工业发达国家的合金工具钢产量占钢的总产量的0.1%左右，其中模具钢的生产有很多特种要求，所以工业发达国家工模具钢的生产逐步由分散向集中发展。工业发达国家一般都有1家或2～3家生产工模具钢的主导厂，如日本的大同特殊钢公司，日立金属安来工场，奥地利的百乐钢厂（BOEHLER），瑞典的乌德霍姆（UDDEHOLM）公司，这两家公司1991年合并，德国的蒂森（THYSSEN）特殊钢公司，美国的钒合金钢公司，卡彭特公司等，这些公司的工模具钢产量一般占该国总产量的60%～80%。这些工模具钢生产厂都配备了技术先进的生产线，配备完善的工艺装备和质量控制检测手段和科研手段，较系统地开展了工模具钢的科技开发工作。生产出品种齐全、质量水平一流的工模具钢产品，以占领国内外市场。根据模具钢产品的品种特点，国外已有部分工模具钢品种转到钢铁联合企业，利用其已有的宽厚板轧机和带钢连轧机生产。

目前，我国合金工具钢产量约15万吨左右，几乎所有的主要特殊钢厂都生产该类材料，最高的年产量约5万吨左右，最低的只有300～500 t。由于分工不明确，加上生产技术装备水平等方面的因素，使得我国工模具钢的生产效率低、在产品质量、尺寸精度等方面与工业发达国家相比，存在着一定的差距；虽然在"六五"、"七五"、"八五"期间，有些钢厂也陆续装备一些先进的冶金生产设备，如炉外精炼、电渣重熔、精锻机、快锻机等、逐渐完善模具钢的专业化生产线，以充分发挥作用。

我国目前生产的主要合金工模具钢的钢号有11个，即P20（3Cr2Mo）、718（3Cr2NiMnMo）、5CrNiMo、5CrMnMo、4Cr5MoSiV1、Cr12、Cr12Mo1V1（D2）、Cr12MoV、CrWMn（01）、

9SiCr等。近些年来，随着模具工业的发展，对模具钢提出了更高的要求，相应发展了大量的新的性能优良的模具钢品种。

合金模具钢的品种规格繁多，尺寸、形状各异。品种规格大致可分为：热轧或热锻棒材、模块、板材、扁钢、冷拔棒材、带材和钢丝，其中棒材占的比例最大。长期以来，我国生产的合金工模具钢中，棒材占85%以上，模块、扁钢、带材和丝占的比例较小。但近些年来，取得了很大改观，热轧棒材和锻造棒材的比例逐年减少。以2001年为例，我国的塑料模具钢的85%以上均是板材，12%以上是扁钢。在合金模具钢中，棒材约占33%，锻件占11%，扁钢的产量已占接近16%的较高比例。详细情况见图13.5-1。但是，无论是棒材还是板材、扁钢，仍然大多停留在粗钢材阶段，深加工不够，距离我国冶金厂提出的模具钢精品战略目标及国际先进水平，存在一定差距。

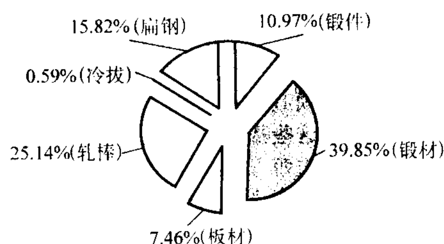


图13.5-1 我国2001年合金模具钢的产品规格分布

(4) 合金工模具钢的发展趋势和展望

1) 钢种向高效、通用、系列化方向发展　由于工模具的类型多、服役条件差异很大，决定了合金工具钢种的标准复杂，数量较多。但是，对于每一种主要用途的钢类，往往集中力量开发3~5个通用型的钢种。这些通用型的钢种的性能从低到高，形成系列，可以基本上满足大多数工模具的技术要求，一般通用型合金模具钢占产量的70%~80%。如美国ASTM标准，通用型冷作模具钢种有01、02、A2、D2、D3等；通用型热作模具钢有H10、H11、H12、H13、H21等；通用型塑料模具钢有P20等。由于美国合金工具钢标准（ASTM）系列比较完善、合理，而且比较强调针对性，便于各类产品选用，检验项目的规定也比较严格，具有一定的先进性。为此，该标准的通用型钢种，被各国广泛采用。可以说，目前国际上合金工具钢种有向高效、通用、系列化方向发展的趋势。

2) 品种、规格多样化、精料化和制品化　为了节能，节材，缩短工、模具制造周期，工业发达国家在合金工具钢的品种、规格多样化、制品化方面有很大的发展。例如，日本1989年合金工具钢热轧材只占合金工具钢总产量的54.9%，而扁钢、板带产量占40%左右。为了保证产品质量，美国对模具扁钢，板材、模块等技术条件作了专门的规定；钢材的供应日趋精料化，如美国ASTM A681合金工具钢标准中的精料分为粗车圆棒材、冷拔棒材、无心磨削棒材、冷拔方钢和扁钢等品种，分别对其技术条件作了详细明确的规定。

3) 提高合金工具钢的质量和性能是主要发展方向　工具尤其是模具的关键部位或部件大部分是多向受力，因此，提高钢材的等向性能，改善横向的韧性和塑性，可以大幅度地提高工模具的使用寿命，这是近年来合金工具钢主要的发展方向之一。国外各主要特殊钢厂都致力于开发高等向性能的模具钢、而且各自命名了一些商业牌号，如20世纪70年代奥地利百乐（BOEHLER）钢厂首先提出的"ISODISC"，80年代日本日立金属公司安东工场提出的"ISOTROPY"等，最近日本NKK公司也开发出高等向性模具厚板。这种高等向性模具钢横向塑性、韧性值相当于纵向值的80%~90%（一般模具钢为40%~60%），可提高模具寿命1~3倍。

提高合金工具钢的纯洁度，即降低合工钢中有害杂质的含量是改善钢的性能的有效措施，采用各种精炼工艺，生产高洁净度的钢材，是当前各合金工具钢厂的主要努力方向。日本大同特殊钢公司，将SKD61钢的硫、磷质量分数为0.03%降低到0.01%以下，不仅使其冲击韧性值提高1倍以上，而且显著地改善了热疲劳性能。

通过提高钢的洁净度、改善化学成分和组织的均匀性以及细化钢的晶粒度，可大大提高钢的横向性能。如奥地利伯乐钢厂，将H13钢的ϕ250~300 mm棒材，当淬、回火硬度HRC为45时，用普通方法和用ISODISC工艺生产的钢材横向力学的性能见表13.5-2，从表中可以得知，强度性能不变，而塑性和韧性差异较大。

表13.5-2 不同工艺生产H13钢材的横向力学性能

部位	处理工艺	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
1/2处	普通工艺	1 480	1 350	5	27	16
	普通工艺+等向处理	1 480	1 350	8	35	18
	电渣重熔+等向处理	1 480	1 350	10	40	20
心部	普通工艺	1 480	1 350	2	24	10
	普通工艺+等向处理	1 480	1 350	5	25	14
	电渣重熔+等向处理	1 480	1 350	9	35	20

4) 专用塑料模具钢系列化和用量迅速增加　随着塑料工业的迅速发展，对塑料模具的性能要求越来越高，数量也迅速增加。因此，在国外工业发达国家，塑料模具钢已发展成为一个专用的系列，如美国合金工具钢标准（ASTMA681—84）中，专用塑料模具钢有7个钢种；日本大同特殊钢公司的塑料模具钢有13个钢种。近年来，我国的塑料模具钢的发展也十分迅速，比较通用型的塑料模具钢S50C，P20（3Cr2Mo）、718（3Cr2MnMo）等钢种已大量使用，虽然已纳入标准，但还没有形成系列化。

5) 模具钢生产工艺和装备的发展

① 钢的冶炼工艺及装备　随着炉外精炼技术和装备的普及，对模具钢的冶炼大多采用电炉冶炼+炉外精炼技术，不少特殊钢厂规定所有的热锻模块用钢都采用炉外真空精炼或电渣重熔工艺生产，以提高钢材的洁净度。

对于要求更高的模具钢材，则采用电渣重熔或双真空精炼工艺生产，以进一步改善钢的洁净度、均匀性和致密度，有的特殊钢厂对于探伤和夹杂物要求高的高合金模具钢材一般均用电渣重熔工艺生产。国外模具钢生产的特殊钢厂，一般都配备真空精炼设备和多台大型的电渣或真空电弧重熔设备。

为了提高钢材的收得率和提高生产效率，国内外有些特殊钢厂已经正式采用连铸工艺生产中、低合金模具钢连铸坯，对高合金莱氏体模具钢正在开展连铸工艺试验。由于模具钢大截面钢材比重较大，多采用外围装备完善的大截面结晶器连铸机，如德国TEW厂新建的立式、二流连铸机，结晶器截面尺寸为340 mm×475 mm。

② 锻造和轧制　为了提高钢的等向性，采用多向锻造或交叉轧制工艺。为了提高成材率、生产效率和钢材的尺寸精度，多采用高效率、高精度的快锻水压机、精锻机和精轧

机。为了提高轧材的精度，在连轧机后配备精密定径机组（PSB）。为了生产高精度模具扁钢和方钢，奥地利GFM公司专门设计制定了CNC控制的5架平立可逆式精轧机组，轧制高精度、高平直度的扁钢。为了减少加热时的氧化、脱碳损失，改善钢材的表面质量，钢坯加热的高温段多采用控制气氛或采用感应快速加热工艺。

③ 钢材的热处理　为了改善钢材的质量，避免氧化脱碳，国外对模具钢的热处理广泛采用大型连续式可控气氛炉进行退火，采用氮基可控气氛或吸热式控制碳势的可控气氛。

近20年来，真空热处理技术也开始用于钢材的退火处理，相应地建立了大型的有效长度达8 m的大型真空退火炉，以进一步提高退火钢材的质量。

④ 钢材的深加工和在线无损检验　为了增加高附加值的模具钢精料和制品的生产，以及满足用户的要求，国外主要的模具钢生产厂都有设备完善的精料工厂或制品工厂。对于热轧材要求两端切齐并进行倒角。各厂一般都配备高精度、高效率的连续拉拔机，高效无心磨床、辊光机、倒角机、精密矫直机等装备，生产不同要求的模具钢精料，为了保证钢材质量，配备各种在线自动化无损检验设备，对钢坯和钢材逐支进行自动检测、标记和分选。

（5）模具钢的集中生产

模具钢有不少特殊要求，所以国外模具钢的生产一般从分散趋向于集中，工业发达国家一般都有1～3家生产工模具钢的专业厂，其产量往往占全国总产量的70%～80%。如瑞典的乌德霍姆（Uddeholm）公司，德国的TEW公司，美国的卡彭特（Carpenter）、钒合金钢（VASCO），日本的大同特殊钢公司、日立公司等。

为了加强竞争力量，近些年一些大的模具钢生产企业在跨国合并。如1991年奥地利的百乐（BOEHLER）公司和瑞典的乌德霍姆（Uddeholm）公司进行了合并，成为世界最大的工模具钢生产公司。为了进行竞争，这些大型模具钢生产企业都建成了技术先进的模具钢生产线，并加强科研基地建设工作，形成了几个世界上有名的模具钢生产和科研中心。

1　合金元素在模具钢中的作用

铁、碳和合金元素三者之间的相互作用，可使模具钢具有不同的性能。在模具钢中主要的合金元素有Cr、W、Mo、V、Mn、Nb、Si、Ni等，在本章中简单介绍合金元素在模具钢中的作用。

1.1　钢中的相

1.1.1　合金元素与铁之间的相互作用

合金元素与铁相互作用形成的二元平衡相图有不同的形式，一般可以分为两大类，每一大类又可分为两小类，如图13.5-2所示。

A-Ⅰ型。合金元素通过降低 α→γ 相变温度 A_3 与提高 γ→δ 相变温度 A_4，使奥氏体稳定的温度范围扩大，例如Mn、Ni、Co等元素和γ-Fe无限互溶。

A-Ⅱ型。与A-Ⅰ型相同，但由于中间相（稳定化合物及其固溶体）的形成，限制γ区的范围向相图的右方扩大，例如C、N、H、Cu等元素。

B-Ⅰ型。合金元素使 α→γ 相变温度提高（Cr在含量低时，使 A_3 降低；但含量增加时，使 A_3 升高），而 γ→δ 相变温度降低，γ区缩小并完全为一个 γ+α（δ）两相带包围，形成所谓的γ相圈。如Si、Cr、W、Mo、P、V、Ti、Al等元素。

B-Ⅱ型。与B-Ⅰ型相同，只是由于中间相（稳定化合物及其固溶体）的出现，使γ区完整，如Nb、B、S、O等元素。

1.1.2　合金元素与碳之间的相互作用

合金元素与碳之间的相互作用，一般可分为两大类。

（1）非碳化物形成元素

非碳化物形成元素，主要有Ni、Si、Co、Cu、N、P、S等。这些元素与碳不形成碳化物，在钢中固溶于铁中，或者形成其他化合物，例如N可以与铁或钢中其他元素形成氮化物。其中Si不与C形成碳化物，在C、Si含量高的钢中，使C游离呈石墨态存在，即所谓石墨化的作用。

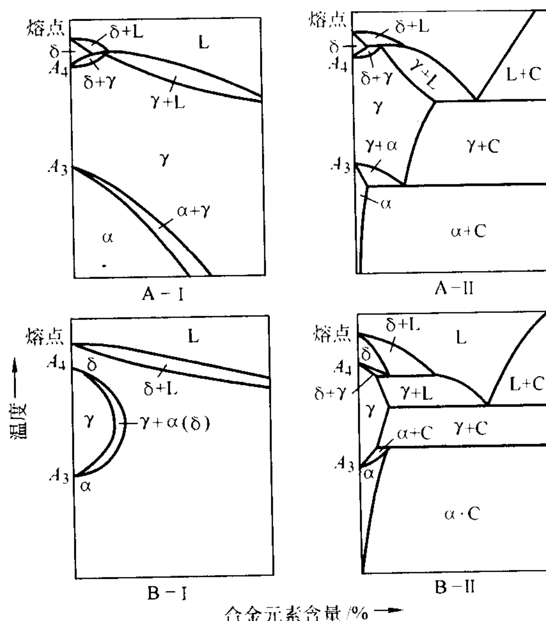


图13.5-2　Fe及其他元素平衡相图类型

L—液相；α，γ—固溶体相；C—化合物

（2）碳化物形成元素

碳化物形成元素，包括Fe、Mn、Cr、W、Mo、V、Nb、Ti、Zr等。这些都是过渡族元素，分别属于Ⅳ、Ⅴ、Ⅵ周期表中的$Ⅳ_B$、$Ⅴ_B$、$Ⅵ_B$、$Ⅶ_B$族。

碳化物形成一般均有一个未添满的d电子层，当形成碳化物时，碳首先将电子添入该元素的d电子层，从而使形成的碳化物具有金属间化合物的性质，并具有金属的特征。如导电、导热性能。一般来说，合金元素的d电子层愈空，则其与碳的亲合力愈强，形成的碳化物也愈稳定。表13.5-3中给出过渡族元素的d电子层的排列情况。

表13.5-3　过渡族元素的d电子层及次外层电子的排列情况

元素	Ti	Nb	V	W	Mo	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
周期数	四	五	四	六	五	四	四	四	四	四
次外d层	3d	4d	3d	5d	4d	3d	3d	3d	3d	3d
d电子数	2	4	3	4	5	5	5	6	7	8

应该说明的是，碳化物的稳定性并不单纯完全取决于碳化物形成元素的d电子层的添满程度，还与生成碳化物时的热效应有关，一般碳化物的生成热愈大，形成的碳化物愈稳定。按照碳化物形成元素的强弱程度，由强到弱一般按照下面的顺序：

Ti→Zr→Nb→V→Mo→W→Cr→Mn→Fe

上述合金元素形成的碳化物，按照碳化物的结构又可分为复杂碳化物和简单的间隙相，主要与金属元素和碳原子的半径比 r_c/r_{MC} 有关。常见合金元素的原子半径见表13.5-4。

表 13.5-4　合金元素的晶格类型/m 和原子半径

原子序数	元素	原子半径/m	晶格类型
4	Be	1.14×10^{-8}	六方
5	B	0.87×10^{-8}	正方
6	C	0.77×10^{-8}	金刚石
7	N	0.71×10^{-8}	—
8	O	0.66×10^{-8}	—
13	Al	1.43×10^{-8}	面心立方
14	Si	1.175×10^{-8}	金刚石
15	P	1.14×10^{-8}	斜方六面
16	S	1.02×10^{-8}	斜方六面
22	Ti	1.45×10^{-8}	六方
23	V	1.31×10^{-8}	体心立方
40	Zr	1.61×10^{-8}	六方
41	Nb	1.43×10^{-8}	体心立方
72	Hf	1.6×10^{-8}	六方
24	Cr	1.25×10^{-8}	体心立方
25	Mn	1.30×10^{-8}	面心立方
26	Fe	1.24×10^{-8}	体心立方
27	Co	1.25×10^{-8}	面心立方
28	Ni	1.26×10^{-8}	面心立方
29	Cu	1.28×10^{-8}	面心立方
73	Ta	1.45×10^{-8}	体心立方
74	W	1.37×10^{-8}	体心立方

1）当 $r_c/r_{MC}>0.59$ 时，碳与合金元素形成一种点阵复杂的碳化物，这种点阵一般按较严格的金属离子和碳离子所组成，一般形成的碳化物有 $Cr_{23}C_6$、Cr_7C_3、Mn_3C、Fe_3C 等(其稳定性从左到右依次降低)。这些碳化物的熔点一般较低，稳定性一般不是很高，在加热时易溶入奥氏体中，对钢的相变产生一定的影响。

2）当 $r_c/r_{MC}<0.59$ 时，形成点阵结构简单的间隙相，在间隙相中，金属原子一般形成配位数为 12 的六方晶系或立方晶系结构，碳原子一般填充于金属原子的点阵空隙中，Mo、W、V、Ti、Nb 等属于该类，一般形成的碳化物有：

MC 型：WC、VC、TiC、NbC 等。

M_2C 型：W_2C、Mo_2C 等。

这类碳化物的一般特点是：硬度较高，具有很高的熔点(可高达 3 000℃以上)。

合金元素在模具钢中形成的碳化物见表 13.5-5。

需要指出的是，当钢中的合金元素含量较少时，合金元素一般不能形成自己特有的碳化物，只能置换渗碳体中的 Fe 原子，常以合金渗碳体的形式出现，如 $(Fe, Cr)_3C$、$(Fe, Mn)_3C$、或 Fe_3W_3C、Fe_4W_2C 等，这些属于第一类型的碳化物。通常称 Fe_3C 及合金渗碳体为渗碳体型的合金碳化物，Cr、W、Mo、Ti 等强碳化物所形成的碳化物为特殊碳化物，如 Cr_7C_3、$Cr_{23}C_6$、MC、M_2C 型，以及 Fe_4W_2C 等具有复杂结构的合金碳化物。同时，具有两种以上金属元素与碳形成的碳化物又统称为复合碳化物（或多元碳化物）。

碳与合金元素的相互作用在模具钢中具有十分重要的意义，一方面它关系到在钢中所形成的碳化物的种类和在钢中

表 13.5-5　模具钢中常用碳化物形成元素及形成的碳化物

元素	r_c/r_{mC}	碳化物化学式	点阵类型	形成自由能/J·mol⁻¹	熔点/℃	硬度 HV②
Ti	0.53	TiC	面心立方	−179 740	3 150	2 850
Nb	0.53	NbC	面心立方		3 500	2 050
V	0.57	VC	面心立方	−50 760	2 830	2 010
W	0.55	WC	简单六方	−35 112	2 807	2 200
		W_2C	密排六方			
		M_6C (Fe_3W_3C)	复杂立方			1 200~1 300
		$M_{23}C_6$ ($Fe_{21}W_2C$)	复杂立方			
Mo	0.56	M_2C (Mo_2C)	密排六方			
		M_6C (Fe_3Mo_3C)	复杂立方			
		$M_{23}C_6$	复杂立方			
Cr	0.61	Cr_7C_3	复杂六方	−30 096	1 780①	2 100 (1 600~1 800)
		$Cr_{23}C_6$	复杂立方	−18 392	1 520①	1 600 (1 000~1 100)
Mn	0.60	$Mn_{23}C_6$	复杂立方			
		Mn_3C	复杂正交	−4 598		
Fe	0.61	FeC	复杂正交	+6 270	1 650	860

① 分解温度。
② 硬度值，括号内为对钢中碳化物的测定值。

的分布状态，而这些均会影响钢的性能，如强度、硬度、耐磨性以及塑性、韧性、红硬性和某些特殊性能等；同时，对钢的热处理等有较大的影响，如奥氏体的晶粒度等。另一方面，合金元素和碳的结合力不同，在相变过程中碳的扩散速度也有较大影响，如强碳化物形成元素阻碍碳的扩散，降低碳原子的扩散速度。

1.1.3　合金元素对铁碳平衡相图的影响

在合金钢中合金元素一般在 3 个组元以上，因此在研究合金钢相变时，应建立三元或多元平衡相图，如 Fe-Cr-C、Fe-Cr-Ni、Fe-Mo-C 等三元相图。一般研究方法是考虑加入一定含量的某种合金元素后，研究 Fe-C 相图中各点、线、区的变化。比较图 13.5-2 和 Fe-C 平衡相图可以看出，铁碳平衡相图是属于 A-Ⅱ 型的。因此，合金元素对铁碳平衡图的影响主要有以下两个方面：

(1) 对临界点的影响

图 13.5-3 至图 13.5-6 为 Mn、Cr、Mo、Si 元素对 γ 相区的影响，随着合金元素含量的增加，Mn、Ni 和 Cu 等使 A_{c3} 下降，在含量较高时，可使钢在室温状态下仍为奥氏体。Al、Si、P、V、Mo、W 等元素则不同程度上提高 A_{c3}，P 和 Mo 在这方面的作用比较显著。对于含有强碳化物形成元素的钢，在热处理时一般提高淬火温度，这虽然和 A_{c3} 温度的提高有关，但主要是为了加快钢中碳化物的溶解和奥氏体的均匀化。

合金元素对 A_{c1} 的影响，一般和对 A_{c3} 的影响相类似，Mn、Ni 使 A_{c1} 降低，V、Al、Mo、W 等使之升高。一般来说，除了 Mn 和 Ni 之外，其他元素的影响并不显著。

合金元素对 Fe-C 平衡相图的临界点 A_3 和 A_4 温度的影响见表 13.5-6，Mn、Ni 等元素使 A_3 点降低，而使 A_4 点提高，Al、Si 等元素的作用恰好相反。只有 Co 元素是使 A_4 点和 A_3 点同时升高的元素。Cr 元素对 A_3 点的作用特殊，当铬的质量分数为低于 7% 时，使 A_3 降低；而当铬的质量分数为高于 7% 时，则使 A_3 点升高。

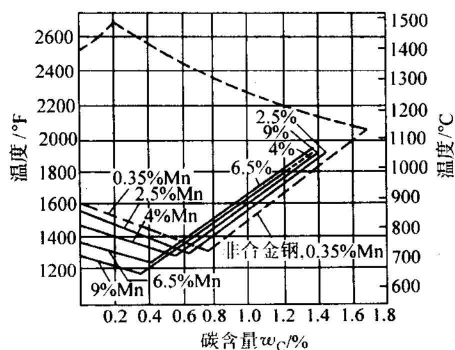


图 13.5-3　锰含量（质量分数）对 γ 区的影响

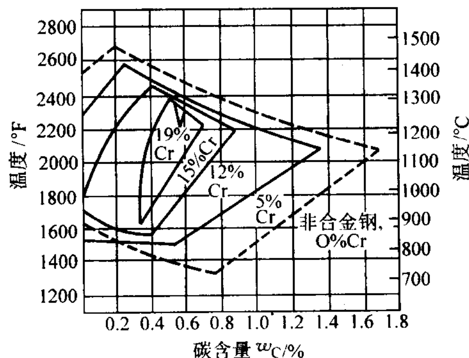


图 13.5-4　铬含量（质量分数）对 γ 区的影响

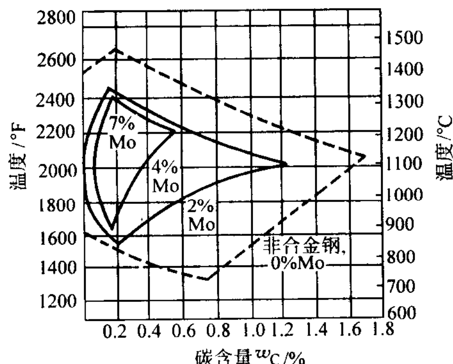


图 13.5-5　Mo 含量（质量分数）对 γ 区的影响

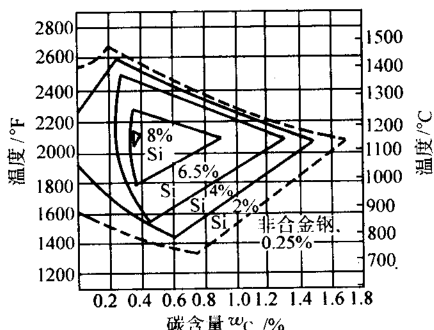


图 13.5-6　硅含量对 γ 区的影响

（2）合金元素对 S 点和 E 点的影响

凡是扩大 γ 相区的元素一般都使 S 点和 E 点向右下方移动，例如 Mn、Ni 等元素。

凡是缩小 γ 相区的元素一般都使 S 点和 E 点向左上方移动，例如 Cr、Mo、Si 等元素。

S 点的左移，即意味着钢的共析点的碳含量减小，例如一般非合金钢的碳含量为 0.8%；而当钢中的铬质量分数为 12%时，共析钢的碳质量分数移至 0.4%左右，这样碳质量分数为 0.4% 的亚共析成分，变成共析钢，例如 4Cr13，3Cr17Mo 耐蚀塑料模具钢等。关于合金元素对共析温度和共析点碳含量的影响，见图 13.5-7。

表 13.5-6　合金元素对 Fe-C 平衡相图的影响

A_4	↑	Mn	Ni	C	N	Cu	Zn	Au	Co									
	↓	As	O	Zr	B	Sn	Be	Al	Si	P	Ti	V	Mo	W	Ta	Nb	Sb	Cr
A_3	↑	As	O	Zr	B	Sn	Be	Al	Si	P	Ti	V	Mo	W	Ta	Nb	Sb	Cr①
	↓	Mn	Ni	C	N	Cu	Zn	Au										

① 当铬质量分数≤7%时使 A_3 降低，而当铬质量分数＞7%时则使 A_3 提高。

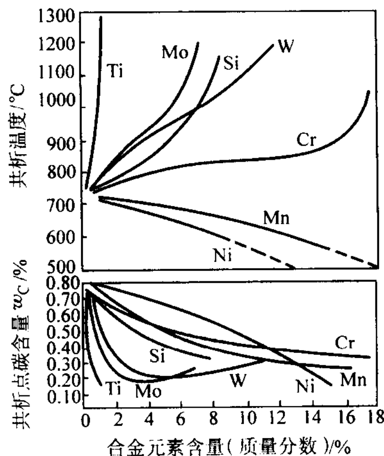


图 13.5-7　模具钢中常用的几种合金元素对共析温度（A_1）及共析点碳含量的影响

1.1.4　合金元素在钢中的分布

合金元素在钢中的作用与其在钢中的存在形式和分布状态有关，即使同一种合金元素在钢中的存在形式及分布状态不同，对钢的力学性能等方面的影响有显著差别。

（1）合金元素在钢中的存在形式

不同的合金元素由于与 Fe、C 及相互作用不同，一般来说，非碳化物形成元素在模具钢中只以原子状态存在于钢中，如 Si、Al、Cu、Ni、Co 等元素；强碳化物形成元素在合适的碳含量的情况下，形成自己的碳化物，而在碳含量不足的情况下，以原子状态进入固溶体中，如 V、Zr、Nb、Ti、Mo 等。弱碳化物形成元素，则介于两者之间，一部分以原子状态进入固溶体中，另一部分进入渗碳体中，置换其中部分的 Fe 原子，形成置换式固溶体－合金渗碳体。合金元素在不同条件下，一般在钢中有以下几种存在形式：

1）溶入固溶体中。

2）形成碳化物。

3）存在于夹杂物中　一些活泼金属元素能与钢中的氧和氮元素结合，形成稳定的氧化物和氮化物，如 Al_3O_2、TiO_2、AlN、TiN 等。Mn 和 S 形成 MnS 夹杂物。

4）形成金属间化合物　在低碳钢、高合金的钢中，合金元素还可以形成金属间化合物。W、Mo 和 Fe 可形成 Fe_2W、Fe_2Mo（Laves 相）及 Fe_7W_6、Fe_7Mo_6（μ、又称 ε 相）。Fe-Cr 合金中当 Cr 质量分数大于 25%时可形成 FeCr（又称 σ 相），Fe-Ni 合金中当镍质量分数大于 50%时可形成 Ni_3Fe。含有多种合金元素的钢，由于各元素之间的化学键结合倾向大，上述金属间化合物可能在较低合金含量时出现。如果把 W、Mo 和 Co 同时加入，Co 促进 μ 相的形成，化学式变为

$(Fe、Co)_7(W、Mo)_6$，Ni-Al、Ni-Mo或Ni-Ti同时加入，或Ni、Al、Mo、Ti同时加入，可在镍含量不高时形成Ni_3Al、Ni_3Mo、Ni_3Ti或$Ni_3(Al、Mo、Ti)$。在某些特殊用途的时效硬化及析出硬化型模具钢中，强化相是金属间化合物。如10Ni3MnCuAl塑料模具钢中，即存在Ni_3Al的析出强化。

5）以纯金属的状态存在 当合金元素的含量超过钢中的溶解度时，将以较纯的金属相存在，如Cu、Pb等。

（2）合金元素在钢中的分布

合金元素与铁、碳作用的不同，在钢中的分布是不均匀的，而且不同的热处理过程中的工艺条件对其影响不同（主要包括加热温度、保温时间、冷却速度等），下面主要介绍钢在退火、正火、淬火、回火状态下合金元素的分布。

1）退火状态 对于非碳化物形成元素（Ni、Si、Al、Co等），基本上溶于铁素体中，在碳化物中的溶解度极低。碳化物形成元素，当钢中这类元素含量不高时，并且在合适的碳含量的情况下，则大部分存在于碳化物中，或形成合金渗碳体、或形成特殊碳化物。Mn元素例外，少量的溶入渗碳体中，大部分溶入铁素体中。当钢中的合金元素的含量较高时，而碳量不足使全部合金元素形成碳化物时，则合金元素和碳亲和力大的元素优先形成碳化物，如果有余量，则溶入铁素体中。而与碳亲和力较小的元素，则全部溶入铁素体中。

2）正火状态 一般在正火状态下钢材具有铁素体加珠光体组织或渗碳体加珠光体组织，合金元素在正火态的分布与退火态的分布没有本质的区别，大部分的合金模具钢经正火处理后可形成马氏体或贝氏体组织，此时，合金元素的分布与淬火状态相似。

3）淬火状态 在淬火状态下，合金元素的分布与淬火加热温度和保温时间有关。加热时溶入奥氏体中的合金元素，淬火后将存在于马氏体及残余奥氏体中。加热时不溶于奥氏体中的碳化物，在淬火状态下，一般以独立相的形式存在。对于模具钢，淬火后总会残余一部分碳化物，这些碳化物常常是强碳化物形成元素，例如Ti、V等元素。当钢中存在几种碳化物形成元素时，对于较弱的碳化物形成元素，将先溶入奥氏体中，经淬火后，即处于马氏体和残余奥氏体中。

4）回火状态 淬火钢在低温回火时，合金元素一般不进行扩散，不会引起合金元素的重新分布。当回火温度在400℃以上时，合金元素将重新分布，其时，非碳化物元素进入铁素体，碳化物形成元素进入碳化物相中。重新分布的情况主要取决于合金元素本性和回火温度及回火时间，对于模具钢中主要的几种合金元素，都存在一个开始重新加速分布的温度：Mn为350℃，Cr为450℃，W为550℃，Mo为600℃，V为650℃。

1.2 合金元素对钢的组织和性能的影响

1.2.1 合金元素对加热过程的影响

合金钢加热过程中，奥氏体化过程与非合金钢相同，即包括奥氏体的形成，碳化物的溶解、奥氏体的均匀化和奥氏体的晶粒长大等4个过程，合金元素对上述4个阶段有一定的影响。

（1）对奥氏体形成速度的影响

合金元素加入钢中，改变了A_1、A_3、A_{cm}点的位置，从而改变了钢的奥氏体的形成温度。加入钢中的合金元素，影响碳的扩散，一般来说，Ni和Co元素提高C在奥氏体中的扩散速度，加速奥氏体的形成。Si、Al、Mn对C在奥氏体中的扩散速度影响不十分明显。Cr、W、Mo、V等碳化物形成元素，减慢C在奥氏体中扩散速度，大大减慢奥氏体的形成速度。

（2）合金元素对残余碳化物溶解的影响

模具钢在加热过程中，当铁素体全部转变为奥氏体后，还有一部分碳化物被残留下来，为了增加奥氏体的合金化程度，充分地发挥合金元素的作用，应使残余碳化物充分地溶解于奥氏体中，由于合金碳化物的稳定性较高，而且这些碳化物必须在较高的温度范围下才能溶解，特别是含有强碳化物形成元素的钢，要使碳化物充分溶解一般要超过临界点几十度甚至百度。例如，D2（$Cr_{12}Mo_1V_1$）钢的A_{c1}点为830～850℃左右，但其淬火温度一般在1 050℃左右。

（3）合金元素对奥氏体的均匀化的影响

在合金模具钢中，存在合金元素和碳化物的不均匀性分布。因此，当钢加热到奥氏体化温度时，除了进行碳的均匀化，还进行合金元素的均匀化。但合金元素的扩散速度比碳的扩散速度慢。另外，碳化物形成元素Cr、W、Mo、V、Ti的存在，降低了碳在奥氏体中的扩散速度，所以，合金钢的奥氏体化的均匀化时间比非合金钢的时间长。在实际热处理的过程中，模具钢的奥氏体的成分均匀化和碳化物的溶解十分重要。例如，对于冷作模具钢，如果加热温度或保温时间不足，处理后钢中存在大量的残余碳化物，会有大量的合金元素将存在于未溶解的碳化物中以及富集于碳化物周围的奥氏体中，从而降低了钢的淬透性和淬硬性。因此，对于合金模具钢，应该严格选择淬火温度和保温时间，以保证合金元素能充分溶入奥氏体中。

（4）合金元素对奥氏体晶粒度的影响

影响奥氏体晶粒度的因素较多，关于合金元素的影响，一般认为：凡是形成稳定的、难溶碳化物的元素，如Ti、V、Zr、Nb及少量的W、Mo；形成高熔点的非金属夹杂物和金属间化合物的元素，如N、O、S等；促进石墨化的元素，如Si、Ni、Co等；以及结构上自由存在的元素，如Cu；这些都阻碍奥氏体的晶粒长大。形成比较容易溶解的碳化物元素的Cr，对晶粒长大的影响不显著，C、Mn、P有促进晶粒长大的倾向。

1.2.2 合金元素对过冷奥氏体转变的影响

钢的奥氏体在等温冷却过程中，组织转变一般分为3个区域，奥氏体到珠光体的转变、奥氏体到贝氏体和马氏体的转变。（见图13.5-8）

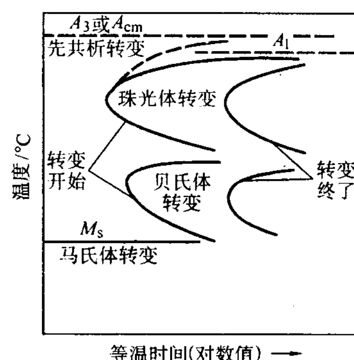


图13.5-8 钢的奥氏体等温转变曲线示意图

（1）合金元素对珠光体转变区的影响

一般来说，合金元素（Co除外）都不同程度的推迟奥氏体向珠光体的转变，使珠光体转变的C曲线向右移动，其推迟的程度按下列次序递减：

Mo→Mn→W→Cr→Ni→Cu→Si→V→Al

前4种元素的推迟作用较明显。

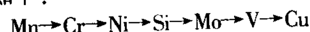
奥氏体到珠光体的相变是由成核和晶核长大两个过程组成的，使合金奥氏体分解成为成分不同的两相组织——合金铁素体和合金渗碳体或碳化物，需要碳和合金元素的扩散和

再分配。而大多数合金元素不仅本身的扩散速度较碳原子要低的多，而且还减慢碳原子的扩散速度（Co除外），因此，合金元素的加入，势必推迟珠光体的形成。

合金元素对珠光体相变的影响一般来说有如下规律：凡是扩大γ相区的元素，例如Ni、Mn、Cu等，降低A_1点，使珠光体相变区向较低的温度转移；凡是缩小γ相区的元素，例如Si、Al、Cr、W、Mo、V等相反，提高A_1点，使珠光体的相变区移向较高的温度。

（2）对贝氏体转变的影响

关于贝氏体转变的机理十分复杂，一般认为贝氏体转变以无扩散、切变共格方式进行，γ→α相变和与此同时发生的C在α相中的脱溶过程。合金元素几乎完全不能扩散，只有C原子还能进行短程扩散，脱溶析出合金渗碳体，此时，在各相内合金元素的含量与奥氏体的平均含量相等。因此，合金元素对贝氏体转变的影响主要取决于其对γ→α相变难易程度及其对碳扩散速度的影响。然而，相变的难易程度又取决于新旧两相之间的自由能差。因此，合金元素对γ、α两相自由能的影响将很大程度上决定着γ→α转变的难易程度。按照合金元素对贝氏体转变的推迟作用的程度，由强到弱的排列次序如下：


Mn→Cr→Ni→Si→Mo→V→Cu

（3）对马氏体相变的影响

合金奥氏体向马氏体转变是典型的无扩散型相变，只有在大于临界冷却速度的冷速下把奥氏体过冷至马氏体点M_s以下的温度才能发生马氏体转变。合金元素对马氏体转变的影响主要表现在对M_s及M_f的影响。碳及合金元素对M_s点的影响如图13.5-9和图13.5-10所示。

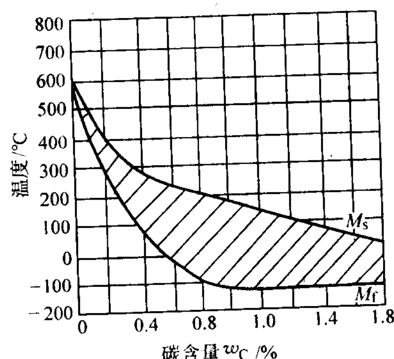


图13.5-9 奥氏体中碳含量对钢的M_s、M_f点的影响

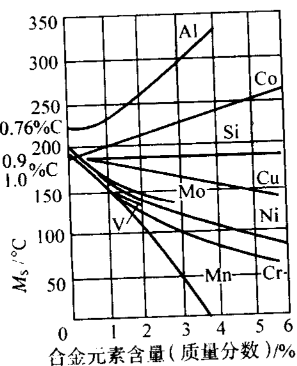


图13.5-10 合金元素对M_s点的影响

C、Mn、Cr、Ni等元素由于降低了γ-Fe和α-Fe之间的自由能差，使相变易于进行，提高了M_s，Cu、Si基本上没有作用。

合金元素对M_f点的影响与对M_s的影响类似。提高M_s点的元素，同样提高M_f点；反之，降低M_s点的元素，同样降低M_f点。实际上，M_f点愈低，M_s～M_f间的距离愈大，则淬火后钢中的残余奥氏体数量也越多。因此，凡使马氏体点降低的合金元素均增加残余奥氏体的数量。

应该指出的是，多种合金元素在钢中对过冷奥氏体冷却转变的影响不是单一元素影响的迭加，往往是互相助长，发挥出单独加入时所起不到的作用。

（4）合金元素对淬透性的影响

关于模具钢的淬透性是模具钢的一项重要工艺性能。合金元素对钢的淬透性能有重要的影响。一般来说，凡是使奥氏体等温转变曲线右移的合金元素都提高奥氏体的稳定性，降低临界冷却速度，提高钢的淬透性。反之，则降低钢的淬透性。临界冷却速度是指淬火时能获得全部组织的最小冷却速度，合金元素对临界冷却速度的影响见图13.5-11，对钢的淬透性的影响见表13.5-7。

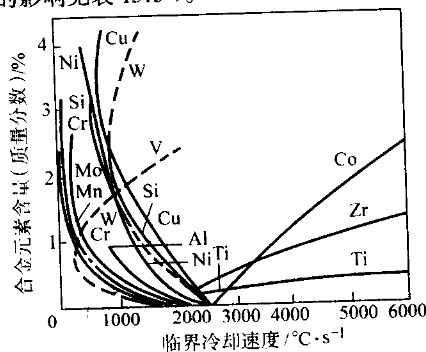


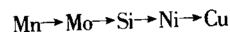
图13.5-11 合金元素含量对钢的临界冷却速度的影响

表13.5-7 合金元素对钢的淬透性的影响

提高钢淬透性的元素	降低钢淬透性的元素
C、Mn、P、Si、Ni、Cr、Mo、B、Cu、Sn、As、Sb、Be、N	S、Co、Te、Se、W①、V①、Nb①、Zr①、Ta①、Ti①

① 这些元素形成碳化物时，固定了钢中的碳，降低淬透性；如果溶入固溶体中则提高淬透性。

由此可见，大多数合金元素溶入奥氏体（Co除外）时，都增加奥氏体的稳定性，提高钢的淬透性，其影响程度按下列顺序依次递减：


Mn→Mo→Si→Ni→Cu

1.2.3 合金元素对淬火钢回火转变的影响

钢淬火后其内部组织不稳定，一般必须经过回火，将发生一系列的组织转变，主要包括马氏体的分解，碳化物的形成、聚集和长大，残余奥氏体的分解和铁素体的再结晶等。合金元素加入将对这些过程产生不同程度的影响。

（1）合金元素对马氏体分解的影响

合金元素对马氏体分解的影响，一般来说，在低温回火时，由于温度低，不仅C原子的扩散困难，只能发生偏聚和短程扩散，而且合金元素也不能扩散，或者活动能力较小，仍均匀分布在α相和ε碳化物中，并不发生重新分布，所以合金元素对马氏体的分解影响不大。在中、高温回火时，由于温度升高，合金元素的活动能力增强，它们对马氏体在此温度下回火时的分解产生不同的影响。表13.5-8中列出了回火时各种合金元素对碳的质量分数为0.4%钢中马氏体分解的影响。

从表中列出数据可以看出：

1）非碳化物形成元素Ni及弱碳化物形成元素Mn对马氏体分解几乎无影响，在400℃时α相中的碳含量和非合金钢相似，马氏体分解基本完成。

2）Si虽然也是非碳化物形成元素，但在300℃以下温度回火，仍能有效减缓马氏体的分解。Si抑制马氏体分解是通过下述两个过程实现的：即抑制ε碳化物质点的长大和扩大

ε碳化物稳定存在区，延迟了ε碳化物向 Fe_3C 的转变。

表 13.5-8　合金元素对回火时马氏体分解的影响

回火温度	不同温度、不同成分钢回火后马氏体中的碳含量/%						
/℃	0.4C	0.37C	0.37C	0.41C	0.38C	0.39C	0.41C
		5.6Ni	2.4Mn	3.6Cr	1.3Mo	1.37V	1.75Si
200	0.25	0.23	0.24	0.29	0.28	0.30	0.30
300	0.15	0.11	0.13	0.20	0.18	0.16	0.26
400	0.05	0.03	0.06	0.13	0.11	0.11	0.15
500	0.02	0.00	0.02	0.06	0.05	0.10	0.01
550	0.01	0.00	0.01	0.03	—	—	—
650	0.01	0.00	0.01	—	—	—	—

3）碳化物形成元素（如 Cr、W、Mo、V、Zr、Ti 等）与非碳化物形成元素相比较，随着回火温度的升高表现出抑制马氏体分解的不同特性。由于这些元素与碳的亲和力强，降低了 C 在α相中过饱和的碳的完全析出和长大，即使在 500～550℃或更高一些的温度也很难使α相中过饱和的碳完全析出，因此，在较高的回火温度下含有这类元素的合金模具钢（如 $3Cr_2W_8V$ 等），具有较高的回火稳定性。

（2）合金元素对碳化物的形成、聚集和长大的影响

合金元素（除 Si 外）对低温回火时ε碳化物的形成几乎无影响。随着回火温度的升高，例如 Cr 在 350℃以上，Mo、W、V 在 550℃以上，合金元素扩散速度显著增大，合金元素在碳化物和铁素体之间将重新分布。碳化物的形成将从铁素体内移至碳化物内，直到平衡。如图 13.5-12 所示。随着回火温度的不同，碳化物的化学成分是变化的，碳化物的类型和尺寸也在发生相应的变化，图 13.5-13 是不同回火温度下碳化物的尺寸变化。从图中可以得出，随着回火温度的提高，碳化物的尺寸在增加。在 20 世纪 50 年代初，我国著名学者郭可信对合金工具钢马氏体回火脱溶机理的研究取得了开创性进展。以后各国学者经大量研究，也积累了大量资料。根据 Cr 钢、Mo 钢、W 钢、V 钢的测定结果，碳化物的形成基本符合下述顺序：

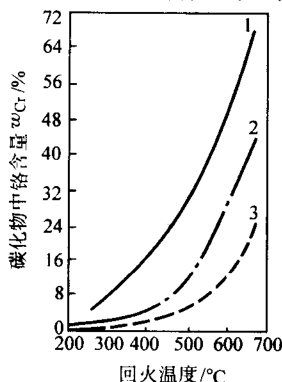


图 13.5-12　不同铬含量对 0.4%C 钢在回火时碳化物成分的影响

合金渗碳体→过渡合金碳化物→平衡合金碳化物

Cr 钢、Mo 钢和 V 钢回火时碳化物的转变过程如下：

1）Cr 钢　ε碳化物→$(Fe, Cr)_3C$→$(Fe, Cr)_3C$ + $(Cr, Fe)_7C_3$→$(Cr, Fe)_7C_3$→$(Cr, Fe)_7C_3$ + $(Cr, Fe)_{23}C_6$→$(Cr, Fe)_{23}C_6$。

2）Mo 钢　Fe_2C→Fe_3C→Mo_2C→M_6C。

3）V 钢　Fe_2C→Fe_3C→V_4C_3→M_6C。

上述碳化物类型转变主要取决于 Cr、Mo、V 及 C 的含量和平衡条件下的碳化物结构，若在平衡条件下应为特殊碳化物，则有可能在较高温度下不经过上述过渡型转变，而通过合金元素的扩散直接由马氏体分解析出特殊碳化物（如 Cr_7C_3，$C_{23}C_6$）。这时已经析出的渗碳体由于在此温度下比特殊碳化物更不稳定，又重新溶解而消失。新析出的碳化物细小并弥散分布在α相中，还和α相保持共格关系。

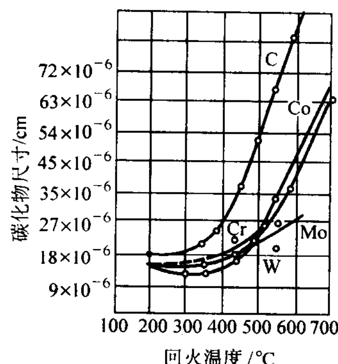


图 13.5-13　合金元素（质量分数为 1%）对碳质量分数为 0.4% 钢回火时碳化物尺寸的影响

在较高合金含量的模具钢中，由于加入 Ti、V、Mo、W 等合金元素，在 500～600℃回火时将沉淀析出这些元素的特殊碳化物，产生二次硬化，关于二次硬化在下面的有专门的叙述。随着回火温度的升高，特殊碳化物将发生聚集、长大，温度愈高，聚集愈快。这时钢的硬度开始下降。

（3）合金元素对残余奥氏体分解的影响

关于模具钢中的残余奥氏体是一个重要问题。非合金钢和低合金钢的残余奥氏体的量不是很多（一般在 10% 以下），当回火温度达到 200℃以上时，发生残余奥氏体的分解。一般认为，残余奥氏体在 M_s 点以上分解时，其分解产物与过冷奥氏体在同一温度等温分解产物有相似的组织，只是残余奥氏体具有较大的内应力和内部缺陷，使之处于不稳定状态，因此更容易发生分解。合金元素一般提高残余奥氏体的分解温度范围，Ni、W、Mo、V 的作用较弱，而 Cr、Mn、Si 的作用较显著。合金元素往往还使残余奥氏体的分解速度在不同温度出现两个被中间的一个奥氏体稳定区所分开的极大值。如图 13.5-14 所示。从图中可以看出，于 330℃左右回火，保温 0.5 h 后，钢中所有残余奥氏体都几乎转变完了，在 250℃以下同样保温 0.5 h，则残余奥氏体只转变了一半，如果快速加热到 400℃，则在这一温度只有 20% 的残余奥氏体进行了转变，快速加热到 450～500℃之间，保温 0.5 h 残余奥氏体不发生转变，只有在更高温度下，残余奥氏体的转变过程才又重新加速。第一个极大分解速度对应于过冷奥氏体等温分解的贝氏体转变，而第二个极大分解速度对应于过冷奥氏体等温分解的珠光体转变。

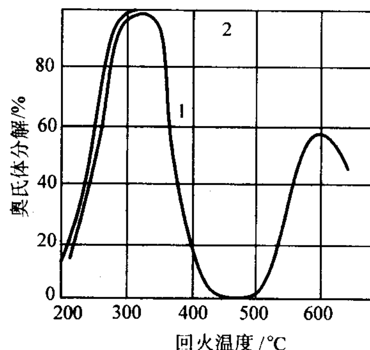


图 13.5-14　回火温度对钢中残余奥氏体转变量的影响

高合金钢淬火后残余奥氏体量可达 20%或更高，成为淬火态主要的组成相之一。由于高合金钢在贝氏体区的转变慢，所以在贝氏体区回火只能发生少量的转变，在珠光体和贝氏体区之间的回火，保温时不发生转变，但残留奥氏体内部发生某种催化反应，可使其在回火后的冷却过程中发生马氏体转变，这一转变称为二次淬火。

(4) 合金元素对模具钢二次硬化的影响

合金模具钢中，由于碳化物形成元素 Cr、Mo、W、V 等，当合金化的程度增至一定水平，并配有适当的碳含量时，回火的过程中发生合金碳化物的析出和二次淬火，前者对马氏体产生析出强化，后者增加马氏体量，因而回火获得较高硬度，在硬度－回火温度曲线上出现第二个峰值（第一个峰值是淬火态）。这个硬化过程发生在 500～600℃回火，称为二次硬化。由于二次淬火形成的马氏体属于非平衡态，脆性大，不能直接投入使用，故需再次回火。由此可见，二次硬化最终可达到的硬度水平的决定性因素是马氏体中合金碳化物析出引起的强化。关于合金模具钢中常用的合金元素 Cr、W、V、Mo 等对钢的二次硬化能力的影响如图 13.5-15 所示。另外，Cr 元素能促进含 Mo 钢的二次硬化效应，复合合金化是提高二次硬化能力的一个有效手段。

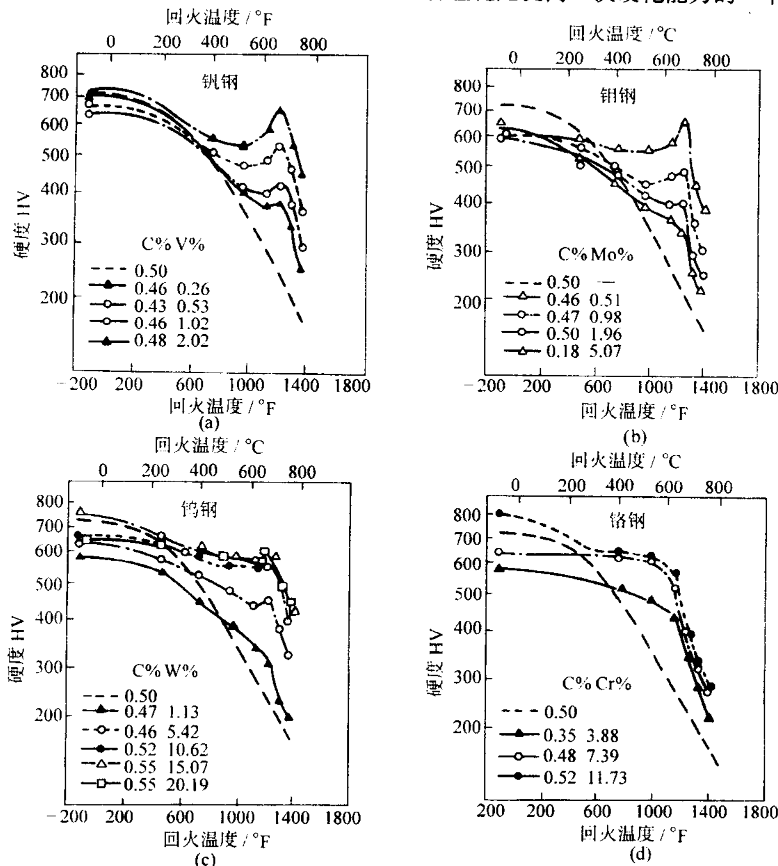


图 13.5-15 钢中不同的 V、Mo、W、Cr 含量（质量分数）对碳含量为 0.5%（质量分数）钢的二次硬化效应的影响

二次硬化特性决定了钢在 500～600℃保持强度、硬度的能力。对于热作工具钢和高速钢，人们进行了大量的工作研究探求提高二次硬化能力的方法，得出合金元素对钢的二次硬化的一些影响如下。

1）马氏体中碳化物形成元素的含量越高，所形成的碳化物稳定性越大，则二次硬化能力越高。

2）某些非碳化物形成元素虽然不析出自身的碳化物，甚至不溶入合金碳化物，但可促进合金碳化物的析出，增加其弥散度，提高二次硬化能力。其中 Co 是最有效的，Cu、Si、Al 也有类似的作用，关于 Co、Al 提高二次硬化作用的原因还尚不十分清楚，可能与提高 M_s 点，减少残余奥氏体的含量有关。

3）碳和碳化物形成元素之间的相对配比，是影响二次硬化能力的关键因素。

国内为了探讨在不加 Co 的情况下最大限度地发挥 W、Mo、Cr、V 的硬化作用，较深入的研究碳和其他合金元素的相对配比问题，在史底文（G.Steven）平衡碳（C_p）计算公式的基础上，提出了一个表征碳和合金元素配比的参数 A，称为碳饱和度，其计算公式如下：

$$C_p = 0.033W + 0.063Mo + 0.06Cr + 0.2V$$

$$A = C_s / C_p$$

C_p 计算式中，各元素符号代表它们在钢中的质量百分数，各系数是它们在马氏体回火时析出的二次硬化碳化物中合金元素和碳的质量比，例如对于 W，析出 W_2C，其 C 和 W 的质量比为 0.033，C_p 并非实际的钢中碳含量，而是一个计算的参数，实质上 C_s 表征钢的合金度，A 表明钢中的实际碳含量（C_s）达到合金元素全部形成碳化物时所需碳量的程度。$A = 1$ 就表示充分满足析出二次硬化碳化物所需的碳含量；当 A 小于 1 时，合金元素有剩余（但它们还可以起作用），未能充分发挥合金元素二次硬化的潜力；A 大于 1，则意味着碳含量过高，多余的碳将形成 M_3C 等含 Fe 量大的碳化物。

2 模具钢的生产

模具钢是通过一定的生产手段或方法获得的，合理的生产工艺对模具钢的质量水平有着非常重要的意义。近些年来，随着冶金科学技术的发展，模具钢的生产工艺有了很大进步，使模具钢的质量水平有了较大的提高。本章中主要简要介绍模具钢的冶炼、热加工等主要工艺过程对模具钢性能的影响，使模具使用者能根据具体使用要求，合理的选择模具钢及其生产工艺，以发挥最佳的经济效益。

2.1 模具钢的电弧炉冶炼技术

模具钢的冶炼可以用转炉、电弧炉、电渣重熔、感应炉或真空感应炉等设备，由于模具钢的批量小、规格品种繁多，并且有的钢种合金含量较高，广泛采用的还是电弧炉和感应炉冶

炼较多，模具钢的冶炼一般采用50 t以下的电弧炉为宜。

电弧炉冶炼的一般特点如下。

1）热效率高，钢液温度随钢种和工艺操作要求来调整，而且容易控制。

2）冶金过程容易控制，使炉内产生希望的物理化学反应过程，除去钢中的气体和夹杂物，获得比较洁净的钢液。

3）可以冶炼各种合金钢和高合金钢，品种变化的适应性强。

4）设备相对比较简单，投产快。

目前，我国特殊钢厂大多数采用碱性电弧炉冶炼生产工模具钢，可以用氧化法和不氧化法冶炼，大多都采用氧化法冶炼。

2.1.1 电弧炉炼钢的基本任务

炼钢的基本任务是：向熔池供氧，把炉料中的碳氧化到规定范围；造渣去除原料中的S、P、O以及钢中的气体如H、N及非金属夹杂物，以保证钢的质量；调整合金成分，符合出钢的温度的要求。

总之，基本任务可以归纳为“四脱（C、O、S、P）二去（去气、去夹杂）二调整（成分、温度）”。采用的主要技术手段为“供氧、造渣、升温、加脱氧剂、合金化操作”。

1）配料　采用氧化法冶炼时，模具钢的冶炼要尽量配一些优质原材料，尤其是对于要求较高的合金工模具钢。为了保证去气和去夹杂的效果，应保证氧化期沸腾的去碳量，碳的质量分数应比成品规格高0.6%～0.7%，其他元素可以不特殊配入，但含Mo钢应在中限。对于高Cr的合金工具钢，炉料应使用低Si、低Mn的返回钢和铁合金。

2）装料　钢铁料装入之前，可加入适量石灰后或碎矿石，以利于前期提前造渣和脱磷操作，装炉时以能使钢铁料熔化形成熔池为原则，将部分小料装在底部，中间装入大料和废料，上层放入剩余小料，不易氧化的铁合金可以随炉装入，但不要放在电极下面。要装入的铁合金等应经过烘烤。

3）熔氧期　目前，在部分的电炉钢厂都采用强化冶炼。即在还原期之前强化用氧，将熔化期和氧化期合并为熔氧期。因此，应根据炉料中的磷含量于装料前预先在炉底加入一定数量的石灰和矿石（尽量不用或少用矿石），争取在炉料熔化90%时，造成适当碱度的氧化渣，在温度还不太高的时候以自动流渣方式将70%的磷去除，以及在熔化期完成去磷任务。与此同时，在适当的去碳速度下，碳的质量分数大约不低于0.2%能保证熔氧期末钢中具有较低的氢含量。我国大多数电炉钢厂在采用氧化法冶炼时，熔氧期的脱碳量大于0.2%。熔氧初期，炉温较低，这时力争在氧化渣下脱去大部分的磷。后期则利用大变压器快速升温脱碳去气，以便熔氧期的温度能符合要求。

4）还原期　扒除氧化渣后就进入还原期。该期的任务是脱氧、去硫、合金化，最后调整成分及温度，使之达到规定的要求。扒完氧化渣后，应立即加入稀薄渣料（一般用萤石、石灰和火砖的比例为1:4:1）以防止进气。加入量为钢液质量的3%左右。薄渣料加入后，根据钢种的要求加入Mn-Si合金和铝（一般为吨钢0.5～1 kg）进行预脱氧。薄渣形成后，加入Fe-Si粉和炭粉进行脱氧，一般第一批保持15 min以上，加2～3批，每批间隔时间5 min。在还原期要勤测温，勤搅拌，促使温度和成分均匀，要控制好渣量和渣况，保证足够的碱度和良好的流动性。还原期应保持适当高的温度。一般高出钢种的熔点80～120℃

近年来，为有效地提高钢的质量和洁净度，还原精炼阶段一般移到钢包中进行，采用炉外二次精炼工艺。

5）出钢　在出钢前2～3 min，向钢液中插铝进行终脱氧，以进一步降低钢中的氧含量。插铝量合金工模具钢约为吨钢0.5 kg。出钢过程常采用钢渣混出，以增加钢液和渣的进一步接触，继续脱硫，同时使钢液减少二次氧化。当采用炉外精炼时，应采用挡渣出钢。目前国外发展最快的是偏心炉底出钢。避免钢渣进入钢包。

出钢温度对于模具钢十分重要，一般模具钢的电炉出钢温度控制在1 550～1 620℃左右，与钢种、是否精炼等有关。

2.1.2 钢包喷粉精炼

钢包喷粉是炉外精炼方法之一，其特点是用气体（最好是惰性气体）做载体，将粉状精炼剂通过浸入式喷枪，穿过渣层直接喷入钢包的熔池深处，对钢水进行气－粉混合吹炼、洗涤、净化。可以快速脱硫、脱氧和脱磷，获得洁净的优质模具钢。喷射系统由喷射罐、喷枪、气体输送装置、控制系统和钢包组成。根据工艺要求和喷射粉末品种将喷粉罐制成用途不同的各种容器，如增碳用喷粉罐、脱磷或脱硫用喷粉罐以及合金化用的喷粉罐。

喷粉精炼的工艺过程是把经电弧炉熔炼的钢液深处喷入Ca-Si粉或CaC_2粉，并进行吹氩、脱硫、脱气净化钢液的工艺。喷粉量大约为1t钢水2.5～3.0 kg，喷粉时间一般不大于10 min。采用CaF_2-CaC_2系混合粉末精炼脱磷，喷粉量约为20～40 kg/min。

喷粉精炼可以提高钢的洁净度，也改善了钢的某些性能，表13.5-9中列出了普通电炉冶炼和喷粉冶炼工艺对H13钢的洁净度的影响。喷粉精炼的主要作用表现在以下几个方面。

1）喷粉脱硫　一般来说，高碱度渣的渣量在2%～3%时能使钢中的硫的质量分数下降到0.005%以下，可以达到良好的脱硫效果。例如在冶炼5CrNiMo钢中喷入Si-Ca粉后，钢中的硫的质量分数可低于0.004%，钢中硫化物夹杂由细长密集的硫化锰变成球形分散的硫化物或复合硫化物。

2）喷粉脱磷　喷吹CaC_2-CaF_2粉后，钢中磷形成$4CaO \cdot P_2O_5$或Ca_3P_2而进入炉渣中。例如在高Cr模具钢中喷粉后平均脱磷率为27.3%，在GCr15钢中平均脱磷率达53%。

3）钢的等向性　喷粉后钢中磷和硫的含量降低，夹杂物形态和分布改善，从而改善了钢材的力学性能，特别是改善了钢材的韧性和塑性。对5CrNiMo钢喷粉精炼后，其断面收缩和冲击韧性显著提高。

表13.5-9 普通电炉冶炼和喷粉冶炼工艺对H13钢的洁净度的影响

冶炼工艺	夹杂物总含量/%	各类夹杂物含量/%					
		Al_2O_3	SiO_2	TiO_2	FeO	Cr_2O_3	MnO
电弧炉	0.012 7	0.008 9	0.001 2	0.000 1	0.000 3	0.000 4	痕量
电弧炉＋喷粉	0.001 5	0.000 1	0.001 2	0.000 1	0.000 1	0.000 2	痕量

2.1.3 真空炉外精炼

真空炉外精炼技术是冶金工业技术的重大进步，精炼钢的质量比未精炼钢的质量好的多。通过精炼，钢中的气体含量、硫含量等进一步降低，夹杂物的含量也进一步降低。真空处理的方法很多，实际就是将初炼钢水倒入钢包中，移到真空室内，通过吹Ar搅拌，钢液在真空条件下剧烈沸腾，随着Ar气气泡流，钢液被驱动而形成环流，使钢液中的气体随Ar气排出，夹杂物上浮，并进行脱硫，通过补加合金成分使成分控制准确、均匀。

真空精炼设备很多，一般有VD，VAD、VOD、DH、RH、VHD等。国内目前生产模具钢的冶金厂较多采用VD或VHD、VAD等精炼工艺装置。VD装置真空度一般保持在40～100 Pa的水平，由于在处理过程中无加热装置，处理时钢液温度下降，因而进入钢包的钢液温度要比规定温度高80～100℃，处理时间不宜过长。通过真空处理后，气体含

量降低，夹杂物减少，钢的韧性有所改善。另一类精炼设备是增加加热装置，如 VAD、和 ASEA - SKF 法，这两种设备的工艺操作基本相同，先除去初炼炉的熔渣重新造渣，在生产要求低 S 的模具钢时采用高碱度渣。VHD 炉也是附有加热装置的精炼设备的一种，是由钢包、加热和搅拌装置以及真空系统构成。钢液进入钢包后通过造新渣进一步脱硫，并在（2~5）$\times 10^4$ Pa 的真空度下加热，调整钢液温度和吹氩搅拌脱气，促进非金属夹杂物上浮排除，并使钢液的成分均匀化，同时降低气体的含量。表 13.5-10 给出了电炉冶炼与电炉冶炼 + VHD 精炼 H13 钢的氧化物含量的对比。

表 13.5-10 电解法测定电炉冶炼与电炉冶炼 + VHD 精炼 H13 钢的氧化物的含量（质量分数）%

氧化物种类	电弧炉冶炼	电弧炉 + VHD 精炼
氧化物总量	0.008 4	0.004 6
SiO_2	0.001 0	0.001 0
MnO	痕量	痕量
FeO	0.000 1	痕量
Cr_2O	痕量	痕量
CaO	无	无
Al_2O_3	0.005 0	0.002 8
MgO	0.001 2	0.003 0

2.1.4 模具钢浇注和连铸

1）模具钢的模铸 模铸常采用带保温帽和整体的锭模系统，材质一般是铸铁。为了减少钢锭在凝固时的缩孔和疏松，钢锭应保持一定的锥度，锥度的大小选择应考虑生产的钢种、锭重和以后的加工方式，对于工模具钢钢锭的锥度应大于 3%，其计算方法是：$\alpha_{锥} = (D_{大} - D_{小})/(2H) \times 100\%$。对解剖锥度小于 3%的钢锭，发现其帽口线下 100 mm 左右比较致密，而下部则疏松比较严重，尤其是 Q215（Cr_5Mo_1V）钢，则中心疏松与缩孔更严重。锭身锥度一般应选用 3%~5%，锭模的壁厚常选用下部较上部厚些，以便快速凝固[4]。

钢锭模的断面的形状可分为方形、矩形、圆形、多边形等。多边形钢锭散热面大而均匀，钢锭不易产生热裂纹，矩形锭（扁锭）存在的问题是在浇注中宽边散热比窄边慢，容易产生热裂纹，所以外形用弧形锭模，并将宽边模壁加厚，强化冷却，方形锭模使用最多，它又分直边、凸边、凹边和波浪形边 4 种。钢锭模另一个重要的参数是高宽比（H/D），工模具钢钢锭的高宽比不应过大，否则会增加钢锭的中心疏松，二次缩孔和热裂的倾向；同时因钢液面过高，静压力增大，对钢中气体和夹杂物的排出不利。

在设备条件一定和冶炼钢种确定时，浇注工艺是十分重要的，浇注工艺中最重要的两个工艺参数就是浇注温度与浇注速度。它决定钢锭的表面质量：帽口的收缩、气体逸出与夹杂物的上浮、钢的偏析、疏松、缩孔等质量问题。工模具钢尤其是一些高合金的模具钢的浇注，一般都采用低温快注的原则，以减少钢中的偏析，出钢温度控制在高于钢的熔点 80~100℃，根据钢种、锭型和钢包和锭型的大小而定。如 D2 钢的一般浇注温度为 1 490~1 510℃。浇注速度是与浇注温度密不可分的，通常用“高温慢注”与“低温慢注”来概括注温与注速的关系。因此必须根据注温调节注速，如果注速过快，相当于提高了浇注温度，因为同一时间内带入钢锭模内的热量增加，整个钢锭的凝固时间延长，成分偏析严重，夹杂物增加，气体也不易排出，还可能出现翻皮缺陷。另外，在模具钢的浇注过程中，一定要注意补缩，至于补缩的时间与锭型、钢种等有关系。

2）模具钢的连铸 由于连铸具有金属收得率高、成本低、节约能源和工艺流程短等优点，加之近年来连铸技术的发展，为了提高钢的成材率和降低能耗，国内外一些钢厂已采用连铸工艺生产模具钢，低合金模具钢（主要是塑料模具钢）已正式采用此工艺，高合金工具钢正在进行连铸工艺试验研究。由于模具钢的大截面材的比例较多，一般采用大截面连铸机，多采用立式或大半径或水平连铸机。例如日本大同特殊钢公司采用二流弧型大方坯连铸机，铸坯尺寸为 370 mm × 380 mm；德国蒂森公司增设了立式双流连铸机，结晶器的截面尺寸为 340 mm × 475 mm。为了保证质量，一般都采用保护浇注、液面控制和多级电磁搅拌等技术。

2.2 电渣重熔（ESR）工艺生产模具钢

电渣重熔是金属及其合金的一种特殊的冶炼方法，虽然电渣冶金可划分出多种技术方法和应用于不同的领域，但其基本和核心的技术是电渣重熔（Electroslag Remelting，简称 ESR）。电渣重熔的基本原理是：在铜制水冷结晶器中加入固态或液态的炉渣，将自耗电极的端部插入其中。当自耗电极、炉渣和底水箱通过短网与变压器形成供电回路时，有电流从变压器输出通过液态熔渣。由于在上述供电回路中熔渣的电阻相对较大，占据了变压器二次电压的大部分压降，从而在渣池中产生大量的热，使其处于高温熔融状态，由于渣池的温度远大于金属的熔点，从而使自耗电极的端部逐渐加热熔化，熔化的金属汇聚成液滴，在重力的作用下金属熔滴从电极的端头脱落，穿过渣池进入金属熔池，由于水冷结晶器的强制冷却，液态金属逐渐形成钢锭。

2.2.1 电渣重熔的特点

电渣重熔属于二次精炼方法，自耗电极是其原料，自耗电极可由其他的冶炼方法获得、例如电弧炉、感应炉、真空感应炉和真空自耗炉等。电渣重熔的目的是在初炼的基础上进一步提纯钢、合金和改善钢锭的结晶组织，从而获得高质量的金属产品，与其他的冶金方法相比，具有以下的特点。

1）金属的熔化、浇注和凝固在一个较纯净的环境中实现，较大限度地减少了钢水的污染。

2）具有良好的冶金反应的热力学条件和动力学条件，电渣重熔过程中渣池温度通常在 1 750℃以上，电极下端至金属熔池中心区域的熔渣温度可达 1 900℃左右，钢液的过热度可达 450℃左右，高温熔池促进了冶金物理化学反应。良好的动力学条件表现在电渣重熔过程中钢和渣能进行充分接触，同时由于电磁力的搅拌作用，不断更新了钢和渣的接触面，强化了冶金反应，促进了有害杂质和非金属夹杂物的去除。

3）自上而下的顺序凝固条件保证了重熔金属锭结晶组织均匀致密 在电渣重熔过程中电极的熔化和熔融金属的结晶是同时进行的。钢锭上端始终有液态金属熔池和发热的渣池，既保温又有足够的液态金属填充凝固过程中因收缩而产生的缩孔，可以有效的消除一般钢锭的疏松和缩孔，同时金属液中的气体和夹杂物也易于上浮，所以钢锭的组织致密、均匀。

4）在水冷结晶器与钢锭之间形成薄而均匀的渣壳，保证了重熔钢锭的表面光洁。

2.2.2 电渣重熔的工艺要素

由于电渣重熔的独特优势，近些年来，在工模具钢的生产中大量应用。但在其生产工艺方面，应注意以下几个方面。

1）电力制度 重熔时的电流大小的变化将影响熔化速度和电力消耗，也直接影响钢锭的结晶状态。这 3 个因素是相互关联的，增大充填比后，为避免熔速过快，使熔池过深而影响冶金质量，就应降低输入功率。但为保证稳定的熔炼过程，一般均采用较低的工作电压。正确的选用电力制度十分重要。

2）渣系及渣量 炉渣在电渣冶金中十分重要，其不但起发热体的作用、精炼的作用和成形的作用，尤其是在电极

熔化的末端，熔滴形成和下落，在渣池与金属熔池界面上，在熔渣与金属液之间要发生一系列的物理化学反应，例如脱硫、去气和吸收非金属夹杂物，钢中活泼元素的氧化或某些氧化物的还原等，从而对钢的洁净度和化学成分的控制产生重要影响。在模具钢的冶炼中大部分品种采用二元渣系，即 $CaF_2 - Al_2O_3$ 系，这也是电渣重熔中常用的渣系，一般比例为7:3。也有用 $CaF_2 - Al_2O_3 - CaO$ 三元渣系和 $CaF_2 - Al_2O_3 - CaO - MgO$ 四元渣系的。渣的用量一般视锭型而定。值得注意的是，在含 Al 高的钢（如 10Ni3MnCuAl 等）中，应在渣系和锭型方面综合考虑，否则会出现严重表面和内部质量问题。

3）充填比　所谓充填比是指电极截面积的大小和结晶器截面积之比。充填比与电渣熔炼时的熔池大小、深度和形状等有很大关系，从而影响电渣钢的质量。加大充填比会降低电耗，加深熔池的深度，但过大会带来操作不便。小的充填比有利于夹杂物的去除，并且有利于钢锭获得良好的结晶组织。

2.2.3 电渣重熔的作用

电渣重熔后，模具钢的组织和性能有显著提高，主要表现在以下几个方面：

1）改善钢的低倍组织　在电渣重熔时，由于钢液的快速凝固，其结晶的方向发生了变化，比普通的模铸钢锭有明显的改善。重熔时树枝状晶的晶间距离缩小了，例如 H13（4Cr5MoSiV1）钢材的中心部分检查发现，模铸钢锭为 750 μm，而电渣锭生产时为 490 μm，细化的枝晶有利于组织和成分的均匀化。

经电渣重熔后，钢的低倍组织有很大改善，比同样锻造比的模铸模具钢的中心疏松和偏析均能改善 0.5 级以上，电渣的低倍组织中心致密，一般均小于 1 级（按 ASTM 标准评定）。尤其是对于钢锭易出现疏松和缩孔的钢，例如 Q215（Cr5Mo1V）钢，效果更加明显，见表 13.5-11。

表 13.5-11　电渣冶炼 Q215（Cr5Mo1V）钢与电炉模铸钢锭的低倍组织对比

冶炼方法	锭型	成品尺寸 /mm	低倍组织（级别）		
			一般疏松	中心疏松	锭型偏析
电炉 + VHD	5t	300	1	2.0	0.5
电炉 + ESR	φ600	300	0.5	0.5	0.5

另外，在塑料模具钢生产中，由于改善了钢的组织均匀性和致密度，从而可以显著提高钢的抛光和耐蚀性能。

2）降低钢中非金属夹杂物的含量　经电渣重熔后，钢中的非金属夹杂物的含量显著降低，尤其是硫化物夹杂在形态和数量上都有明显的变化和减少，硅酸盐夹杂也大量被去除，氧化物多为 Al_2O_3，数量明显减少。见表 13.5-12。

表 13.5-12　铸锭方法与非金属夹杂物级别（SKD61）

铸锭方法	锻造比	JIS 法 d（60×400）			ASTM 法							
		A	B+C	A+B+C	A		B		C		D	
					细系	粗系	细系	粗系	细系	粗系	细系	粗系
大气	4	0.004	0.035	0.039	1	0.5	1.5	0.5	0	0	1	0
	6	0.008	0.032	0.040	0.5	0.5	1.5	0.5	0	0	0.5	0
	8	0.004	0.025	0.029	0.5	0.5	1	0.5	0	0	0.5	0
ESR	4	0.004	0.013	0.017	0.5	0	1.0	0	0	0	0.5	0
	6	0	0.017	0.017	0.5	0	1.5	0.5	0	0	0.5	0
	8	0	0.017	0.017	0.5	0	1	0	0	0	0.5	0

3）改善碳化物的不均匀度水平　由于电渣重熔后，改善了钢锭的结晶组织，尤其是高碳高铬的冷作模具钢，碳化物不均匀度水平有明显改善，在同样锻造比的情况下，能提高 0.5 级，尤其是心部组织。由于碳化物细化，使钢淬火后基体中合金含量提高，增加了二次硬化效应和抗回火软化性能。另外，电渣重熔后，改善钢的热塑性和钢的韧性。

4）改善力学性能　经电渣重熔后钢锭的微区偏析和夹杂物的改善，钢材的组织均匀、致密，从而提高了钢的力学性能，特别是钢材的纵、横向以及中心和边缘的性能差异有明显改善。如 4Cr5MoSiV1 钢经电渣重熔后，钢的抗拉强度和塑性的纵、横向性能之比达到 0.90 以上，冲击韧度纵、横向之比达到 0.78 以上。

2.3 粉末冶金模具钢

1909 年 Coolidge 成功制造了韧性较好的钨线，成为近代粉末冶金的开端。随着粉末冶金技术的发展，近些年来，采用粉末冶金生产直接成型的 Cr、W、Mo、V 等难变形的莱氏体钢，如高速钢，是理想的模具材料，近年来得到迅速发展，成为生产高性能材料的重要手段之一。如日本大同的 DEX 系列（DEX40、DEX60、DEX80 等），日立金属的 HAP 系列，不二越的 FAX 系列，UDDEHOLM 的 ASP 系列，美国 CRUCIBLE 公司的粉末冶金工模具钢发展较快，形成 CPM1V、CPM3V、CPM10V、CPM15V 等一系列的粉末冶金钢，其耐磨性和韧性比普通工艺制造的工模具钢有明显提高。

粉末冶金生产的模具钢具有均匀细小的碳化物，碳化物的面积百分比为一般模具钢的 2 倍，它的耐磨性、等向性、电火花加工性等都比普通模具钢好的多。最近利用 CIP（冷等静压）和 HIP（热等静压）生产的粉末冶金工模具钢，很容易把碳化物控制在 5 μm 之内。其主要的生产原理就是把钢液在雾珠状态下迅速凝固，冷速高达 $10^4 \sim 10^5$ ℃/s，碳化物来不及聚集长大，然后将凝固颗粒状的钢球在高温、高压下烧结压制成坯料，再经热加工成为制品或钢材。熔化钢液雾化制粉的方法有水雾法和气雾法（通常是氩气和氮气）两种，对于用水雾法生产的钢粉，由于氧含量高，一般先通过真空处理来降低钢中的氧含量。雾化制成的粉末经过筛选焙烧成毛坯或装桶抽真空密封，经过热等静压或冷等静压后制成毛坯，也可以用精锻或热挤压制成毛坯，然后经锻轧成材。

2.4 合金模具钢热加工

对于模铸钢锭或电渣锭一般要经过锻造或轧制成坯（也有直接锻造或轧制成材的），再采用冷、热变形加工制成各种规格尺寸的钢材来满足用户的需求。钢锭中不可避免地存在着疏松、偏析、树枝状结晶、非金属夹杂物、组织和成分的不均匀性等缺陷。钢锭尺寸愈大，这些缺陷也愈严重。通过锻造和轧制，对合金工模具钢的内部质量的改善有明显效果。可以在塑性加工变形过程中，改善钢锭的铸态组织，焊合内部疏松、裂纹、气泡等缺陷，提高致密性，改善碳化物与非金属夹杂物分布的均匀性，细化共晶碳化物，改善钢材的各向异性。对于高、中合金模具钢的开坯，一般采用锻造方法，尤其是 Cr12 型的冷作模具钢。对于低合金的模具钢可以采用初轧机轧制开坯，如塑料模具钢 P20、718 等。

2.4.1 合金工具钢的热加工工艺性能

1）合金工具钢的变形抗力　一般情况下，合金工模具钢的变形抗力与合金元素的含量有关，合金元素的含量愈高，则钢的变形抗力愈大，特别是在钢中的碳含量较高的情况下。通常，对于碳含量较高的钢，轧前的加热温度应当低一些，以免过热和过烧，这样变形抗力也就大一些。图

13.5-16 及图 13.5-17 为 9SiCr 和 O_1 钢的变形温度和变形抗力和变形速度的关系。(当变形程度不是 $\varepsilon=0.4$ 时，应乘以图上方的修正系数 K_ε)。

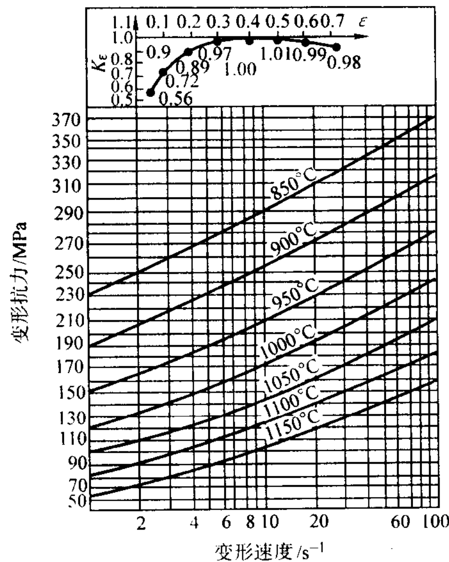


图 13.5-16　9SiCr 钢的变形抗力曲线

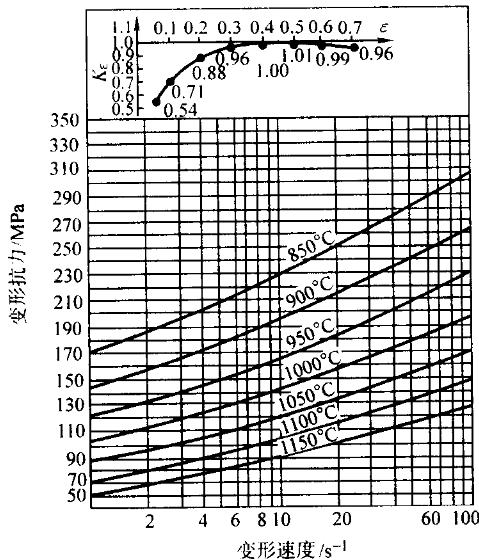


图 13.5-17　O_1 钢的变形抗力曲线

2) 合金工具钢的塑性　用轧制方法测得的 Cr12MoV 工具钢的塑性极限 $\Delta h/H$ 与温度关系，以及用拉伸方法测得的断面减缩 ψ 与温度的关系如图 13.5-18 和图 13.5-19 所示。当轧件温度为 1 250℃时，轧件发生断裂，这是由于在高温下，沿奥氏体晶粒边界分布的共晶碳化物熔化，从而使钢丧失塑性。而用拉伸试验时，在 1 200℃时 ψ 已经很低，这两种塑性指数不同以及最低塑性所对应的温度不同，主要是应力状态不同的结果。根据塑性曲线可以确定 Cr12MoV 钢的合适的变形温度范围为 900 ~ 1 150℃。Cr12 模具钢的碳的质量分数在 2.0% ~ 2.3%，而 Cr12MoV 钢的碳的质量分数在 1.45% ~ 1.60%，因此 Cr12 钢的塑性较差。

3) 合金工具钢的宽展　一般来说，在相同的条件下，高铬合金工具钢的宽展大约是碳素钢的 1.1 倍。图 13.5-18 为 Cr12MoV 工具钢在1 090℃轧制时宽展与压下量的关系，从图中可以得知，不论是轧件表层的宽展 Δb_K 还是中间层的宽展 Δb，均随压下量的增加而增加；并且是在 $\Delta h>1$ mm 时，$\Delta b>\Delta b_K$。

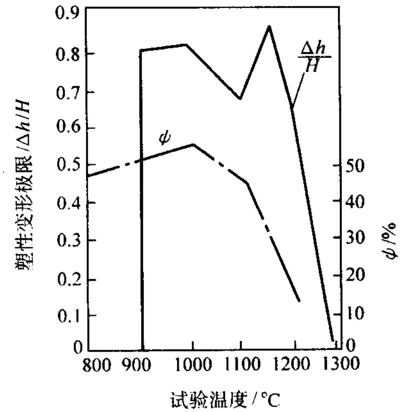


图 13.5-18　Cr12MoV 钢的塑性曲线

$\Delta h/H$—相对压下量；ψ—断面减缩率

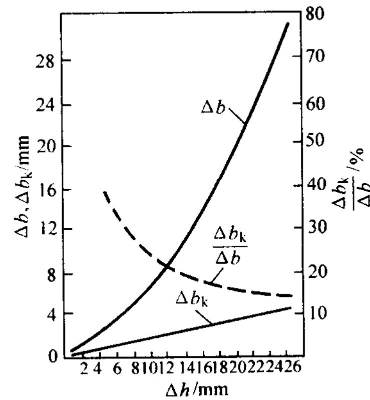


图 13.5-19　1 090℃时轧制 Cr12MoV 的宽展与压下量关系

Δb_k—与轧辊接触的轧件的表面宽度；

Δb—轧件中间层的宽度

2.4.2　模具钢的锻造和轧制

近些年来，为了提高锻造效率和锻造的尺寸精度，一些冶金企业进行了设备更新，一般采用液压快锻机或精锻机进行模具钢的生产，对于锻造应考虑的生产工艺要点如下。

1) 保证足够的压缩比　从钢锭到坯、材的加工比，也称压缩比或锻造比（简称锻比），一般用 $k=F_0/F$（F_0—钢锭平均截面积，F—坯或材截面积）。如果分步加工，则总锻压比是各步锻压比的总和，这是工模具钢在热加工过程中最主要的工艺参数，在有的钢种的技术条件中，有明确的规定，一般不应小于 4。对于 Cr12 型的冷作模具钢，为了保证碳化物的均匀细小，应采用较大的锻压比，一般应大于 6 以上；对于模块，对锻造比和镦粗比的要求更为严格。

2) 加热温度和升温速度　钢锭的加热温度是模具钢生产的重要工艺参数，一般与钢种的特性有关，主要取决于钢的化学成分。如果加热温度过高，会引起过热、过烧、晶粒粗大等缺陷。尤其是 Cr12 型的冷作模具钢。加热温度过低，难以加工、也易出现裂纹，影响生产设备和效率。因此应规定好钢的加热温度。为保证钢锭表面和中心的温度梯度小和引起的热应力和组织应力小，从而导致裂纹的产生，应缓慢升温，并分几段预热保温，然后逐渐升温到加热温度，对于模具钢的一般钢种的冷锭装炉不要高于 600℃。

3) 终锻温度　在锻造过程中，在确保钢材不出现裂纹的情况下，应尽量用较低的终锻温度，以获得更细小的晶

粒。其次，对于某些莱氏体钢，在锻造时避免终锻温度过低，否则易产生角裂和边裂。对于低合金高碳冷作模具钢的终锻温度过高，会产生严重的网状碳化物。

4）变形工艺　对于模具钢的变形可以使用多种变形方式，冶金厂一般以拔长为主，对于大断面材或模块，为了保证质量，有时采用镦拔，即镦粗与拔长相结合，这是增加锻比的主要方式。在变形过程中，应注意变形量的控制，对于Cr12型的冷作模具钢，每次的变形量不宜过大，以免出现裂纹。用精锻机生产开坯或直接成材时，尤其要注意变形道次和每道次变形量的设计，以免发生孔洞缺陷，因为精锻机锤击力小且高频锻打，这对变形抗力大的难变形钢种十分有利，但由此造成钢材的表面变形，从而易形成孔洞。

5）钢坯的冷却　工模具钢的大多数钢锻后或轧后要求缓冷或红送退火，在缓冷坑中缓冷时，注意入坑的温度和缓冷坑的保温性能，一般钢种不要低于48 h，对于要求锻后或轧后需要红送退火的，轧后或锻后应及时红送退火。

2.4.3 合金工具钢的形变热处理

工模具钢经过热变形与随后的淬火和回火（调质处理）工艺相结合，形成形变热处理工艺，根据钢种和最终成品的要求，可采用高温形变热处理或低温形变热处理。

高温形变热处理，是将钢坯加热到规定温度，进行合金成分的均匀化，在1 100～900℃进行总变形量大于40%～60%的热轧或热锻，终轧后立即进行调质处理——淬火和高温回火，这样强度可以提高10%～20%，而其塑性和韧性不降低。

低温形变热处理，是将钢加热到规定温度、成分均匀化后，快冷到过冷奥氏体亚稳定区（一般在400～600℃）进行塑性变形，这种工艺仅适用于亚稳定奥氏体区域比较大一些的钢。

塑料模具钢P20（3Cr2NiMo）、3Cr2MnMo等可以进行形变热处理，进行预硬化处理。低合金热作模具钢5CrNiMo可以进行高温形变热处理，通过形变热处理使钢的组织的均匀性得到提高。

图13.5-20是与H13（4Cr5MoSiV1）成分相当的钢，经形变热处理和正常调质处理后的性能对比，从图中可以看出，形变热处理在提高强度 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 的同时，也提高了断面收缩率，模具在低温使用时，可以提高模具使用寿命，当使用温度达到600℃以上时，形变热处理强化的影响基本消失。

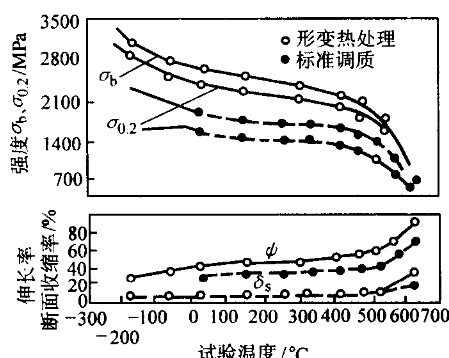


图 13.5-20　H13钢经形变热处理和调质处理后在不同温度下的性能对比

2.5 模具钢的退火

2.5.1 钢锭的退火

大多数的模具钢的钢锭除红送锻造或轧制外，一般均进行退火处理，一来可以防止由于组织应力和热应力产生裂纹，二来对于那些易产生白点的钢种，可以预防白点的产生。另外，还可以通过退火处理改善钢锭凝固时偏析和清除钢锭表面的缺陷。对于模具钢的钢锭常用的退火方法有扩散退火、去应力退火、完全退火和不完全退火等。

扩散退火处理是近些年来比较实用的改善钢锭显微偏析的方法，扩散退火的温度通常在 A_{c3}（A_{cm}）以上150～360℃的范围内，温度过高对莱氏体钢很容易过烧。一般合金钢的扩散退火温度在1 200～1 280℃范围，一般与钢种有关系。另外，扩散需要较长的时间，短时间可能效果不十分明显。

对于大多数的模具钢锭，退火的目的是消除组织应力和热应力，以防止钢锭在较长时间的放置或热加工时产生裂纹，因此只需要普通退火处理即可。很多的模具钢锭在浇注后经缓冷，不能完全消除内应力，在存放的过程中容易发生炸裂，尤其是高淬透性的钢种和莱氏体钢，例如H13（4Cr5MoSiV1）Q215（Cr5Mo1V）、D2（Cr12Mo1V1），Cr12等，钢锭脱模后，均应及时退火，否则易发生炸裂，尤其是在寒冷地区的冬季。

对钢锭退火组织没有要求，一般相似的钢种钢锭退火用同一种退火工艺，便于生产管理。表13.5-13中列出了常用模具钢锭的退火工艺，以供参考，但在实际使用时，一定要考虑炉况。

退火冶金厂一般采用台车炉，需要注意的是冷锭的入炉温度最好不要超过400℃，升温速度≤100℃/h，保温时间应根据装炉量和钢锭的大小调整，冷却速度一般应≤50℃/h，冷至400℃后出炉。

表 13.5-13　常用模具钢锭的退火温度

钢　　种	退火温度/℃
O1、CrWMn、9Mn2、O2、5CrNiMo、5CrNiMo 等	820～860
H13、H12、H11、Q215、H10	850～900
Cr12 Cr12MoV、D2 等	890～950

2.5.2 钢材的退火

经过锻造或轧制的模具钢材，一般都以退火状态交货，钢材退火是为了获得良好的组织和状态，以便模具的加工和热处理，所以对模具钢除对退火硬度的要求外，对模具钢退火后的珠光体球化级别、碳化物网状、带状等均有较严格的要求。对钢材的退火温度、冷却速度和保温时间都应仔细研究。球化退火是工模具钢材最常用的退火工艺方法，其工艺特点是通过控制加热温度、保温时间和冷却速度等工艺参数，使碳化物球状化，得到球状珠光体组织，降低硬度、提高塑性和改善力学性能。球化退火后的组织一般由铁素体基体和粒状碳化物组成，其性能是两种机械混合物的迭加。铁素体本身的硬度取决于合金元素的固溶强化、晶界强化和位错强化。而碳化物在基体上的分布、数量和形状对性能产生重要作用，随着钢中碳含量的升高，碳化物数量的增加，碳化物弥散分布都要相应提高钢的退火硬度。在冶金厂一般采用等温退火或连续退火，从本质上讲，没有区别。但在等温时，一定要注意等温温度。连续退火时一般冷却速度不要超过30℃/h。具体钢种的退火工艺在以后的章节中讨论。

2.6 提高工模具钢质量水平及消除钢材缺陷的主要措施

2.6.1 降低钢中非金属夹杂物的措施

（1）电炉冶炼时采取的工艺措施

1）选用优质的原材料　工模具钢在冶炼时应尽量选用优质原材料，废钢中不仅S、P含量要低，而且应严格控制其他有害元素As、Sn、Pb和Cu等。废钢应尽量多采用好的废钢（最好是本组的返回料），或优质生铁。用氧化法冶炼时，应尽量保证氧化期的去碳量。

2）选用优质的耐火材料　在用电炉冶炼工模具钢时，应选用优质耐冲刷的耐火材料。如炉衬可选用优质镁碳砖，钢包一般选用高铝砖或镁碳砖，包括浇注等用的耐火材料一定要注意。

3）冶炼中采用吹氩搅拌　工模具钢在冶炼时，采用吹氩搅拌，可加速夹杂物的上浮速度，而且可使较小的夹杂物通过碰撞、聚合而形成较大的夹杂物而易于上浮，但吹氩量要控制适当，如果吹氩流量太大或吹氩时间太长，会引起钢渣卷入钢水中，从而带来更多的夹渣或夹杂物，同时使钢水的温度降低太多。

4）采用合成渣　向钢水中加入专门配置的熔渣，可加速有害杂质向渣子的转变过程，合成渣的配方有很多，加入的方式也较多、当需要去除某种成分的非金属夹杂物时，选择相应的合成渣。

5）采用复合脱氧剂　近些年来，模具钢的冶炼一般采用复合脱氧剂，可使夹杂物更易从金属中分离出来。Si－Mn合金、Al－Mn－Si合金、Ca－Si合金等，均可作为复合脱氧剂。

6）采用稀土元素　稀土金属元素是很强的脱氧剂、脱硫剂、球化剂，可以选用含稀土30%～50%的合金，加入钢水中形成稀土氧化物、稀土硫化物能成为结晶时的晶核，分布在晶体内而不在晶界，对钢材性能的有害作用可降至最小，并提高模具钢的等向性。

（2）工模具钢的炉外精炼

炉外精炼是去除钢中夹杂物，降低钢中气体含量最有效的技术措施。在工模具钢生产中常用的有以下几种方式。

1）真空精炼　合金工具钢常用的真空精炼有VHD、VD、RH、VAD和ASEA－SKF等，经过真空精炼的工模具钢氧的质量分数可降低40%～60%左右，硫的质量分数降低40%以上，钢水中的夹杂物显著降低。

2）喷粉精炼　即使利用吹氩搅拌、真空脱气等技术措施，钢水中还会有一些氧化铝夹杂物。若把以氧化钙为主的精炼剂喷入钢水中，氧化钙对氧化铝具有较高的亲和力，可形成铝酸钙盐类，铝酸钙熔点较低，易凝聚长大而上浮，使钢水中的夹杂物明显减少，显著改善钢的洁净度。大多数夹杂物的尺寸均小于50 μm。在钢水中喷入$CaO-CaF_2$能进行去硫，也可喷入Ca－Si粉，以改变硫化物的形态，或喷入CaC_2粉剂达到脱氧、脱硫的目的。

3）电渣重熔　利用电渣重熔可以大量去除钢中的夹杂物并改善钢材的低倍组织，从而有效的改善钢材的性能。近些年来，模具钢的冶炼开始大量使用电渣重熔法生产高质量的模具钢。

（3）合金工模具钢的浇注

合金工模具钢的浇注主要是防止钢水的二次氧化和带入夹杂物，从而提高工模具钢的洁净度，一般应采取以下工艺措施。

1）气体保护浇注　钢水在钢锭模内上升时与锭模和大气接触（如电炉出钢—钢包、钢包—锭模等过程），都需要用惰性气体进行保护（通常用氩气），以防止钢水的二次氧化。

2）真空浇注　即将钢水在真空状态下进行浇注，对防止钢液的二次氧化十分有效。

3）控制合理的浇注工艺　工模具钢一般采用下注法，包括合理的浇注温度、浇注速度。应使钢水在钢锭模内平稳上升，避免钢水翻腾，这不仅对钢锭表面质量有利，也避免钢渣卷入钢水中形成夹渣，影响钢材的洁净度，甚至报废。

4）选用合理的保护渣　在模具钢浇注时，把保护渣放入钢锭模中，当钢水与粉末接触时生成液态渣浮盖于钢水表面，使钢水与大气和钢锭模相隔离，从而减少钢水的氧化。

2.6.2　提高和改进钢的锻造质量的工艺措施

（1）避免过热、过烧

锻造质量的好坏与多种因素有关，一般说，选用良好表面质量的钢锭、精坯，提高整个工序的操作质量，是改善锻造质量的重要环节。

合金工模具钢的钢锭或钢坯表面往往存在着裂纹、发纹、夹杂、折叠、结疤等缺陷，为了减少和防止这些缺陷，特别是防止这些缺陷在加热和锻造时进一步扩大，加热前必须将这些缺陷清理干净，以改善表面质量。常用的清理方法有风铲清理，或采用专用工具、火焰清理、磨削清理、剥皮清理等。

钢锭或钢坯在锻前加热是不可缺少的重要工序之一。在加热过程中可能产生氧化、脱碳、过热、过烧及内部裂纹，这些缺陷会不同程度的影响着钢材的质量，氧化造成金属的烧损，降低钢材的成材率，增加钢材的表面粗糙度。甚至在钢材的表面形成麻点等缺陷，从而减低钢材的尺寸精度。脱碳将使钢材的表面硬度和强度降低，影响零件的使用性能。为了防止氧化和脱碳，应尽量采用快速加热，缩短在高温下的停留时间，炉气保持不大的正压，炉内造成中性或弱氧化性气氛，而还原性气氛会加速脱碳。过烧和内裂是不可挽回的废品缺陷，所以在加热和锻轧过程中尽量避免此类缺陷。

过热是钢在稍低于过烧温度的高温下长期保温，晶粒过分长大的现象。过热使金属在锻造时塑性下降，降低了钢材的力学性能。对于未锻造或轧制的过热钢材，为了改善过热造成的粗晶组织，一般可采用冷却后重新加热后锻造或轧制的方法来解决。锻后可通过热处理的方法来细化晶粒。但并不是所有的过热钢都能通过上述的方法解决。

过烧是由于加热温度过高，致使钢中熔点较低的组成物熔化而导致不可挽回的缺陷。一般钢锭具有很薄很致密细小的等轴晶保护层，在加热过程中可以防止氧化性炉气浸入钢锭内部。而钢锭在冷却过程中形成的晶间裂纹可穿过致密的表面结晶层和大气相沟通，具有这种晶间裂纹的钢锭是最容易过烧的，这种裂纹是炉气向钢锭内侵入的通道。渗入晶粒边界的氧化性气体，使晶间的氧化物变脆。预先剥皮的钢锭在加热时要特别注意，因为剥皮时把所有可防止裂纹与炉气相通的很致密的表面结晶层去掉了，所以就有可能暴露大量的裂纹缺陷，晶间裂纹的存在不仅使氧化性炉气容易向钢锭内渗入，而且也造成了过热时促使易熔晶间物质渗出的条件，晶间空隙的产生又引起新的通道的形成，炉气便沿该通道进入钢锭内部，因此在加热时应更加注意。

过烧现象一般都是从表面且沿晶界开始的，并向钢锭的内部发展，在开始形成不大的空隙－空穴，其后进一步扩大，若晶间空隙的表面氧化过程得到充分发展，则由于失掉晶间联系而使钢锭在锻造或轧制时碎裂。

为了使钢锭或钢坯在热加工过程中防止过热或过烧，应根据钢的化学成分和尺寸制定正确合理的加热规范，并严格执行。选择合理的炉型并采用微机控制是提高加热质量的重要的保证。尽量减少炉内的过剩空气量，高温下应调节成弱氧化性气氛；在火焰炉内加热时，钢料应离开烧嘴一定的距离，避免钢料与火焰直接接触，以防钢料局部过热和过烧，如果因锻压设备发生故障而长时间停锻时必须降低炉温和采取其他措施。

（2）减少角裂、表面裂纹等缺陷

锻造时制定正确的锻造工艺，采用先进的锻造设备，熟练的掌握操作技术是减少角裂、表面裂纹、表面结疤的关键。例如，锻造Cr12型模具钢，就必须采用多次小变形的锻造方法，砧子的圆角半径不能太小，进料量要进行控制，一般$l/h=0.6\sim0.8$，要注意勤倒棱，观测锻造料温度的变化，尤其是角部。以防棱角处温度下降，而造成角裂，一旦出现裂纹应及时

清除，否则裂纹会在随后的锻造中进一步扩大。

表面裂纹的种类很多，在Cr12型钢的锻造中时常发现“三角形”或“人”字形的裂纹，这种裂纹的形成说法较多，但应控制钢料的进给量、加热温度和锤击的速度和力度。

采用先进的锻造设备是提高产品质量的重要途径。快速锻造机和精密锻造机代表着当今锻造设备的先进水平。快锻机的特点是：在空程和回程的速度快、锻压次数可达90～100次/min的前提下，实现了锻造操作车的联合动作。由于液压机还装有电子闭路系统，可严格控制锻造压下量，锻件的尺寸精度可达到±1～2mm。这样一方面适应了高合金钢在短时间内的变形，另一方面，可提高贵重金属的收得率。此外，由于锻造力大，便于钢锭的镦粗，从而提高工模具钢的质量。精锻机与一般锻造机相比具有以下的特点。

1）变形方式优越，精锻过程是多锤头高速径向锻造压缩过程，锻件在变形过程中始终承受径向压力，应变形式则沿圆周的径向压缩和轴向延伸，不存在自由宽展，避免了锻件心部产生裂纹。

2）锻造速度快，每一锤头的一次变形量很小而道次变形量大，高合金钢可达20%～40%，普碳钢可以更大一些。

3）火次变形量大，锤头的高速锻造使锻件的辐射热损失较小，锤头与锻件的接触时间短，热损失也较少，高速变形使锻件的变形温升较高，使锻件可以进行多次往复锻造。

4）锻造方式由圆→圆、圆→方、方→圆等多种变形方式，防止了由于温度不均而造成的角裂及其他的表面缺陷。

5）生产的自动化程度高，产品的尺寸精度高。实践表明，精锻机在工艺技术上是先进的，尤其是在高合金方面的锻造，有一定的优势，与快锻机配合进行高合金钢的小批量、多品种的开坯及成材生产，优势比较突出，尤其是锻后产品的力学性能和表面质量能很好，是冶金厂锻造设备改进的方向。但是精锻机由于其本身的锻造变形的工艺特点，即表面变形、锻透深度不够，容易形成孔洞锻造缺陷，在使用时应注意其变形工艺等方面的深入研究。

（3）尺寸精度

尺寸精度是衡量钢材的外观质量的重要指标之一，同时也影响到零件机加工的精度等。其主要取决于工艺装备。目前国内的锻材除了少数几个大的特殊钢厂用快锻机生产外，大多数用水压机和汽锤生产，因此钢材的外型较差，且尺寸精度较低。采用快锻机和精锻机的企业生产的锻材，其产品尺寸精度可控制在±（0.1～0.2)%的范围内，其外型也比较规整，而且产品的内在质量好，生产效率高，成材率也高。对于轧制钢材，应采用高精度轧机和合理的坯型及热加工工艺参数。

（4）提高Cr12型冷作模具钢共晶碳化物的不均匀度

高碳高铬型冷作模具钢常用的钢种有：Cr12、Cr12MoV和Cr12Mo1V1（D2）等，此类钢一般属于莱氏体钢，在铸态组织中存在“鱼骨状”的共晶碳化物，共晶体（奥氏体＋碳化物）沿着已形成的晶界呈网状凝固，共晶体的析出即使在高速冷却的条件下也难以避免。在钢以后的冷却过程中，二次碳化物从过饱和的奥氏体中析出，并沉淀在共晶体碳化物上，从而使网状碳化物量增加，网状加厚。在铸态下由于网状碳化物的存在，铸态钢变的很脆，而且强度很低。在钢的热加工过程中，共晶碳化物被破碎，呈网状分布的碳化物变成颗粒状碳化物并沿着变形方向延伸产生了带状碳化物。钢在铸态下的原始组织对使用性能影响很大，其中碳化物分布的不均匀性起着重要作用。

为了消除和改善莱氏体钢网状共晶碳化物，降低粗大碳化物的带状组织，必须在钢的热加工过程中采用很大的变形量才能获得分布比较均匀的碳化物。在钢经过变形时，当钢的横截面变形至1/12～1/15时（相当于变形量达到90%）网状碳化物才能消失，即使在如此大的变形量的情况下，仍保留着粗大的共晶碳化物，只有钢的横截面变形至1/30～1/40时（变形率为98%左右），碳化物才能趋于均匀。

改善Cr12型钢莱氏体共晶碳化物的不均匀性常采用以下几种有效措施。

1）选择合理的锭型，在满足锻比的情况下，应尽量选择较小的锭型，一般，≤150 mm（直径）的材应选择1.5 t以下的钢锭。对于大截面的钢材，应选用较大的钢锭。对于同一种规格的钢材，大型钢锭的碳化物级别偏低，但是由于钢锭较大，钢锭凝固冷却条件差，易产生严重的偏析、疏松等缺陷，因此在能满足锻造比的情况下，应尽量选择较小的钢锭。

2）在条件允许的情况下，加大锻造比，改善碳化物的不均匀度。在Cr12型莱氏体钢的铸态组织中存在着数量相当大的以树枝状和板条颗粒聚集复合碳化物，为了使这些碳化物破碎，应采用大的锻造比以增加变形程度。

3）采用多次镦拔，可使碳化物的分布进一步均匀。但要防止在镦粗过程中产生裂纹。

4）采用电渣重熔工艺，可以使共晶碳化物细小、均匀。

5）在浇注前加入稀土元素，进行变质处理，使铸态组织得到细化，有利于网状共晶碳化物的消除，并使碳化物的颗粒尺寸减小。

6）优化冶炼浇注工艺参数，Cr12型模具钢熔点低，液相线的温度约为1 360℃，应严格控制各期的温度，要严防还原期钢液温度过热。在凝固过程中容易形成碳化物偏析，要严格控制出钢温度和浇注温度，一般出钢温度为1 480～1 510℃。在浇注时一定要控制浇注速度。

（5）降低表面脱碳的措施

为了降低合金工具钢表面脱碳和氧化，国内外在热加工过程中，钢坯加热多采用加热炉高温段强化加热和控制炉内气氛的措施，也有在高温段采用电感应快速加热工艺，可基本上避免钢坯在加热过程中的氧化和脱碳现象。在钢材的热处理方面，为了避免氧化和脱碳，广泛采用连续式可控气氛退火炉，用吸热式可控气氛以控制碳势。对于小型轧材和线材的热处理，可采用大型真空热处理炉进行真空退火。由于真空热处理的钢材质量好，损失小和易于控制等，这类装备得到迅速发展。

2.6.3 高碳低合金冷作模具钢带状组织的改善

高碳低合金冷作模具钢CrWMn、O1（9CrWMn)、O2(9Mn2V)、Cr2等属于过共析钢，在铸态组织中存在一定数量的M_3C型碳化物，但与莱氏体钢的共晶碳化物相比，碳化物颗粒均匀和细小。例如9SiCr钢，在淬火组织中含有3%～4%碳化物，回火后组织中约含10%～12%碳化物，钢中的碳化物在热加工后或热加工过程中二次析出并沿晶界分布。该类缺陷，可以采用860～900℃的正火处理消除。一般来说，钢中的碳化物在热加工过程中沿变形方向拉长而呈带状分布，随着变形量的增大，碳化物的分布愈细小均匀。碳化物网和带状对模具性能有较大影响，主要表现在降低钢的横向强度和韧性，此外对模具钢的抛光性能也有大的影响。

此外，碳化物的不均匀性还与钢的成分有关，当钢中的碳质量分数在1%左右和含有一定量的W（质量分数在1%左右）时，碳化物的不均匀性较高，即使采用较大的压缩比，仍有一定量的碳化物带状和网状。

改善模具钢带状碳化物的工艺措施有：

1）改善钢锭的结晶组织，在满足一定锻造比的情况下，尽量采用小的锭型，以提高钢液在结晶区内的冷却速度，以减小碳化物的铸态组织偏析；

2）在可能的情况下，应尽量采用低温浇注；

3）采用电弧炉＋电渣重熔工艺冶炼，充分改善钢锭的

原始铸态组织，使碳化物细化；

4）选用大的锻造比和大的变形量有利于破碎碳化物，改善碳化物的颗粒度；

5）对存在碳化物不均匀的钢，可采用高温扩散处理，进行均匀化处理，一般采用1 180～1 200℃，保温5～8 h；

6）轧后或锻后进行强化冷却，可以采用风冷、雾冷等工艺措施。一般轧后或锻后冷却到650～700℃，然后进行缓冷，快冷是为了防止网状碳化物，缓冷是为了防止白点和裂纹。

2.6.4　提高钢材力学性能的措施

提高工模具钢材的等向性能，改善横向韧性和塑性，可以提高工模具的使用寿命，常采用的方法如下。

1）钢的洁净度对钢材的等向性能有很大的影响，采用二次精炼技术（包括真空精炼、ESR和钢包喷粉等），可以提高钢材的洁净度，尤其是降低钢中有害杂质的含量，对提高性能十分有益。

2）利用Ca、稀土等微量元素对夹杂物的变质作用，改变钢中夹杂物的结构形貌和物性，使钢中的夹杂物球化、细化，从而提高钢材的力学性能。

3）在热加工方面，对钢锭进行反复的镦拔和多向轧制，增大变形量，可降低钢中的碳化物偏析的级别，也有利于改善钢材的各向异性。

4）对钢锭进行高温扩散热处理，可以改善钢锭的成分的不均匀性，从而提高钢材的横向性能。

综上所述，提高模具钢质量水平是保证模具使用寿命的关键，因此，在经济成本和设备条件允许的情况下，使用比较成熟的工艺措施，应尽量提高模具钢的质量水平，包括表面质量和内在质量，此外，还应保证模具钢质量的高稳定性，使用户在使用中有稳定性和安全感。

3　模具钢的热处理与表面处理

3.1　模具钢的热处理

模具的使用寿命是一个综合指标，它与模具设计、制造、使用和材料质量密切相关，其中合理选材和进行正确的热处理是最重要的，如果对某种用途的材料来说，材料使用不合理或热处理不正确，要获得理想的使用寿命是不可能的。模具钢的常规热处理主要有退火、淬火和回火，在本章中作简要介绍，具体钢种的热处理工艺在以后的章节中介绍。

3.1.1　模具钢的退火

退火是将模具钢加热到钢的临界温度以上20～30℃，保温一定时间后缓冷，获得接近平衡状态的组织，模具钢退火组织一般是铁素体基体上分布碳化物。退火的目的是消除应力，降低钢的硬度，使钢材易于加工并获得良好的组织，为最终的热处理组织作准备。根据模具钢在不同生产过程中的要求和目的，模具钢常用的退火工艺有以下几种。

1）扩散退火　扩散退火一般用于模具钢生产过程的钢锭。钢锭浇注后，在凝固过程中产生不同程度的偏析（枝晶偏析），当偏析严重时在钢锭或钢坯中存在显微组织和化学成分的不均匀。扩散退火就是将钢锭或钢坯在高温加热，并在此温度下长时间的保温，使钢中的偏析元素在高温下扩散以减轻或尽可能地消除偏析的影响，从而提高钢材的质量。扩散退火要求较高的温度，一般在1 100～1 200℃。保温时间与钢锭大小、钢种以及偏析程度有关。

2）完全退火　完全退火是将亚共析钢加热到A_{c3}以上，保温足够的时间，使钢完全转变成奥氏体并使奥氏体均匀化，继之以缓慢冷却。完全退火的目的是使钢软化，以便于以后的机械加工或塑性变形加工；使钢的晶粒细化和消除内应力，以为淬火准备适宜的组织。完全退火的加热温度通常规定高于A_{c3}20～30℃。但在模具钢中含有强碳化物形成元素（如Cr、W、Mo、V等），其奥氏体化的温度应适当提高，这样可使形成的碳化物能够较快地溶解到奥氏体中。退火加热的保温时间应该足够，使奥氏体组织均匀化。保温后冷却的速度应根据目的来决定。一般完全退火工艺所需时间较长，为了缩短工艺过程时间，奥氏体化保温后可尽快把钢从退火温度降到加热温度（稍低于下临界温度），此后，采用适当的速度缓冷，使其在珠光体转变温度范围内得到符合要求的组织和性能。

3）不完全退火　不完全退火是把钢加热到温度介于上下临界温度之间，通常稍高于下临界温度。对于亚共析钢而言，不完全退火的加热温度在A_{c1}～A_{c3}温度之间，而过共析钢则在A_{c1}～A_{cm}之间。不完全退火与完全退火的区别在于：前者只是部分重结晶形成奥氏体，而后者则全部重结晶完全转变形成奥氏体，所以在细化晶粒方面前者不如后者。但不完全退火的加热温度低，对模具钢钢坯的处理十分有益。

4）等温退火　等温退火是模具钢中常用的一种完全退火工艺过程。等温退火工艺过程是把钢加热到临界温度以上（亚共析钢加热到A_{c3}以上，共析钢和过共析钢加热到A_{c1}以上）保持一定时间，使钢奥氏体化和均匀化，然后使钢在稍低于A_{r1}的温度保温，使奥氏体在该温度下进行等温转变，形成珠光体和碳化物。

等温退火的工艺过程包括3个阶段：即奥氏体化的加热温度和保温时间，快冷至等温温度并保持一段时间和出炉空冷。选择奥氏体化温度除与钢种有关外，还需根据技术要求和原始组织来调整。例如，较高的奥氏体化温度可促进形成片状的珠光体组织；较低的奥氏体化温度易得到球化组织。奥氏体化后的等温温度应根据最终所获得的性能，根据该钢种的等温转变曲线（TTT曲线）来确定。一般来说，等温温度距A_1越近，所获得的珠光体的片层越粗，钢的硬度越低；距A_1越远，则珠光体的片层越细，钢的硬度越高。所以，为了获得最软的组织，可采用最低的奥氏体化温度和较高的等温温度。但应注意，选择等温温度时还须考虑过冷奥氏体完成珠光体转变的时间，也就是应尽量选择所需时间较短而能获得所需硬度的等温温度。

5）球化退火　球化退火是模具钢中应用最普遍的退火工艺。其工艺特点是通过控制加热温度、保温时间和冷却速度等工艺参数，使碳化物球状化，得到球状化，得到球状珠光体组织，降低硬度、提高塑性和改善力学性能。球化退火后的组织一般由铁素体基体和粒状碳化物组成，其性能是两种机械混合物的迭加。铁素体本身的硬度取决于合金元素的固溶强化、晶界强化和位错强化。而碳化物在基体上分布、数量、形状对性能产生重要作用，随着钢中碳含量的升高，碳化物数量的增加，碳化物弥散分布都相应提高钢的退火硬度。在冶金厂一般采用等温退火或连续退火，从本质上讲，没有区别。选择合理的奥氏体化温度、等温温度和冷却速度是球化退火工艺成功的重要因素。即在等温时，一定要注意等温温度，连续退火时一般冷却速度不要超过30℃/h。

6）软化退火和再结晶退火　在冷加工过程中，随着加工变形量的增加钢材硬度逐渐增高和延展性逐渐降低，以致加工不能继续进行。为了消除因冷加工所导致的硬化，就需进行软化退火，使钢的硬度降低，然后再继续进行冷加工，以达到预期的尺寸。软化退火常在先后两次冷加工中间进行，所以叫中间退火。软化退火是将钢材加热到A_1以下的温度（约650℃左右）并保持一定时间然后进行冷却。

再结晶退火是把经过冷塑性变形（如冷拔）的金属材料加热到高于其再结晶温度，使之进行重新成核和晶粒长大，以获得和原来晶体结构相同（没有相变）而没有内应力的新

的稳定组织。

3.1.2 模具钢的正火

正火是将钢加热到上临界点以上30~50℃或更高的温度使钢奥氏体化并保温使之均匀化，随后进行空冷的热处理工艺手段。是介于退火和淬火之间的一种热处理工艺。由于钢材的截面大小不同，其冷却速度也将发生差异。对大型锻件，其实际冷却速度将接近于钢材退火时的冷却速度；对于小工件，则与淬火时的相近。经正火处理的钢材，其显微组织与钢的淬透性和钢材的截面尺寸大小有关，可以是细珠光体、贝氏体、马氏体或它们的混合组织。对模具钢进行正火主要是为了改善钢材的显微组织。

3.1.3 模具钢的淬火

淬火是将钢加热到 A_{c3} 或 A_{c1} 点以上的某一温度并保温一段时间，然后以适当的冷却速度冷却获得马氏体组织或贝氏体组织的热处理工艺过程。马氏体是高硬度模具钢的主要组分，它与碳化物一起保证了模具钢具有高的耐磨性、硬度和塑性变形抗力。要获得满意的淬火组织，必须恰当地控制加热温度、加热速度、保温时间和冷却条件等工艺参数。

1）淬火加热速度 加热时升温太慢，工件容易氧化、脱碳、生产效率低、成本高；但升温太快，模具表面和中心会产生温差。温差越大，热应力越大，因而产生变形和开裂的危险性越大。

2）淬火加热温度 淬火加热温度是淬火的关键。淬火温度的选择主要取决于钢的化学成分，选择在高于 A_{c1} 或 A_{c3} 点的30~50℃之间进行加热奥氏体化。对某些含强碳化物形成元素Cr、Mo、W、V等的模具钢，其奥氏体化温度必须达到这些碳化物充分溶解的温度，因此，这类模具钢的淬火温度都选择的高一些。但有时根据模具的工作条件和性能要求改变淬火温度。如5CrNiMo钢当淬火温度由通常的(840±10)℃提高到900℃左右时，组织中的板条马氏体增多，从而提高钢的强度和断裂韧性，使外型尺寸为252 mm×270 mm×480 mm的尾翅锻模的平均使用寿命达到3万件。又如降低高合金工具钢的淬火温度后，固溶体中的碳化物和合金含量明显变化，同时因奥氏体碳含量的降低有利于板条马氏体的形成，提高钢的韧性。

3）淬火保温时间 模具钢中的合金元素含量较高，热导性差。为了在工件升温达到奥氏体化温度后，合金元素充分溶解和扩散均匀，保证奥氏体均匀化，模具钢淬火要保温较长时间。但保温时间过长会加剧模具的脱碳和氧化。各种模具钢淬火加热时的加热系数可从有关手册中查到，并计算出适当的保温时间。

4）淬火冷却 淬火介质及冷却方式、冷却速度的选择主要取决于钢的化学成分、模具尺寸及其形状。

①淬火介质及方法 模具钢淬火冷却可以在水、油或空气中进行。淬火介质的选择主要考虑模具的化学成分，尺寸大小和形状。在保证模具淬透性的条件下，为减少热处理应力，应尽量选择缓和的冷却介质；为获得较大的奥氏体过冷度，使转变后的马氏体细小，在保证不发生变形及开裂的前提下，应尽量选择较激烈的冷却介质。对于非合金工模具钢由于淬透性较低，油冷难以淬透，水冷易裂，一般采用水淬油冷的双介质淬火；对于合金模具钢则采用油冷淬火。

②喷射淬火 主要用于模具的局部淬火，将模具放入喷射装置中，在细小密集的高压水流或高压雾流强力喷射下冷却，其优点是要淬硬的部位冷却迅速而均匀，而且可以在一定范围内调整冷却速度，例如钢球冷镦凹模，大多采用喷射淬火工艺。

③分级和等温淬火 模具钢在具有一定温度的介质中冷却，使奥氏体在恒定温度下转变为马氏体或贝氏体组织。主要用于尺寸较小，形状复杂的模具。其优点是减小淬火过程中产生的热应力和组织应力，获得较均匀的淬火组织。但经过此工艺处理存在较多的残余奥氏体，在后续的回火中应加以注意。

5）模具钢的深冷处理 深冷处理也称冰冷处理、零下处理，是淬火冷却到室温后继续冷却到马氏体转变开始点以下的某一温度（一般是在-60~-190℃），使在室温下未转变的奥氏体转变成马氏体，深冷处理的目的，是防止模具因残余奥氏体的转变而发生尺寸变化；此外经深冷处理后，残余奥氏体转变成马氏体可进一步提高硬度。冷处理工艺依据模具零件所采用的钢种而定，一般在-60~-80℃可以了，过低也不能使奥氏体全部转变，并增加成本和开裂的倾向。

3.1.4 模具钢的回火

经淬火后获得马氏体和部分残余奥氏体及碳化物组织，其中马氏体和残余奥氏体组织不稳定，将会继续发生转变，同时淬火时发生的淬火应力可导致变形和开裂。为消除应力，使不稳定的组织达到稳定化和调整钢材的使用硬度，使模具达到良好的综合使用性能，必须进行回火。回火是将已淬火的模具钢加热到低于临界温度 A_{c1} 的温度，保温一定时间后，以适当的冷却速度，达到所需要的综合力学性能。不同温度回火，获得不同的组织和性能。按回火加热温度不同，回火工艺可分为低温回火（$t \leq 250$℃）、中温回火（$t =$ 250~500℃）、高温回火（$t > 500$℃）。模具钢常用的是低温回火和高温回火。

1）低温回火 冷作模具钢一般采用150~250℃回火，其主要目的是获得尽量高的硬度，并通过回火消除淬火应力，获得一定的韧性。例如Cr12Mo1V1钢，一般在200℃左右进行回火。

2）高温回火 热作模具钢一般是在500~600℃进行回火，其主要目的是获得高的强度和良好的韧性，并在使用温度获得稳定的组织和性能。

对于高合金的模具钢，为了保证组织和性能的稳定性，一般要进行两次回火，有时需要更多次回火。对高合金模具钢进行多次回火，主要是由于淬火后存在较多的残余奥氏体，当一次回火后，残余奥氏体分解转变为马氏体（相当于淬火马氏体），若不进行回火，韧性较低，在使用过程中易成为裂纹源。只有经过再次回火，才能使一次回火转变产物转变成回火马氏体，避免因整个组织不均匀而引起裂纹。应注意，第一次回火后必须冷却到室温才能进行第二次回火。

某些高合金的模具钢，例如H13（4Cr5MoSiV1）等，由于在回火过程中二次碳化物的析出会发生二次硬化效应，在二次硬化峰处往往韧性最低，所以回火温度应选在稍高于二次硬化峰的温度，以保证钢材的韧性。

3.2 模具钢的表面处理

按模具的使用条件要求，可对模具表面或局部进行强化处理，以改善其表面性能，使模具能有更好的耐磨性、耐蚀性和热稳定性等性能。常用的有模具的表面化学热处理，还有激光强化技术、气相沉积、化学镀、电镀、喷丸强化等工艺，这里简要介绍一些比较常见的表面处理方法。

3.2.1 模具的化学热处理

模具的化学热处理是模具在特定介质中，加热到适当温度进行保温，使介质中的某种或几种元素的原子被模具吸收并向内部扩散（渗入），从而使模具在表层一定深度内发生化学成分和组织变化。以此提高模具的耐磨性、抗咬合性、疲劳强度、抗氧化性和抗腐蚀性等性能。根据渗入元素的不同，模具的化学热处理可分为渗碳、渗氮、碳氮共渗、氮碳共渗、渗硫、硫氮共渗、渗硼、碳氮硼三元共渗、渗金属（渗铝、渗铬、渗钒或多元共渗等）。

1）渗碳及碳氮共渗 渗碳是一种广泛使用的化学热处理方法，可分为固体渗碳、液体渗碳和气体渗碳，最近又发展了真空渗碳、可控气氛渗碳、等离子渗碳等。后3种渗碳

方法使碳表面活性化，缩短了渗碳时间，特别是等离子渗碳，由于在真空条件下进行，渗碳气氛中不含氧气，避免了表层氧化，也省去了渗碳后为去险氧化层所需的精磨工序，渗碳技术主要应用于模架零部件的表面强化以及低碳模具的表面强化。碳氮共渗与单一渗碳相比，增加了钢的淬透性，共渗后可用冷速较缓的介质进行淬火，从而减小模具变形，同时可以用较便宜的非合金钢代替低合金钢制造某些模具。

2）渗氮及氮碳共渗　渗氮及氮碳共渗技术是模具最常用的强化工艺。该工艺的优点是处理温度低（一般500~600℃），热处理变形小，生成的氮化物层很硬，耐磨性和耐蚀性和疲劳强度也较理想。渗氮方法分为气体渗氮、液体渗氮、固体渗氮、离子渗氮等。氮碳共渗主要渗入元素是氮，其加热温度为560~580℃，保温时间为3~5 h，渗层较薄（0.3 mm左右），因此模具广泛采用氮碳共渗，可以显著改善模具表面的耐磨性，适用于各类模具。氮碳共渗可以使高速钢和基体钢的耐磨性提高3~5倍。

3）渗硫及硫氮共渗　渗硫层具有摩擦因数小、耐磨性好、抗咬合性高等特点。一般可分为熔盐渗硫和气体渗硫等。低温熔盐电解渗硫的优点是时间短、渗层稳定和加热温度接近回火温度，渗硫后仍能保持较高硬度，模具尺寸及形变较小。硫氮共渗或硫氮碳共渗可获得复合处理效果。对用高速钢和模具钢制造的各种模具，共渗温度为540~560℃（共渗2 h左右），可获得韧性较高的渗层。

4）渗硼处理　模具钢渗硼后，表面硬度可HV1 300~2 000，耐磨性极高，在600℃时表面也能保持很高的硬度。按所用介质的物理状态，渗硼可分为固体渗硼、液体渗硼、膏剂渗硼和气体渗硼。渗硼工艺广泛应用于各种冷作模具，例如拉伸模、冷镦模、冷挤模，也适用于热作模具和塑料模具。

渗硼处理的缺陷是渗层脆性高，淬火时易产生裂纹，因此，最好是渗硼温度与钢的淬火温度相近，渗硼与淬火相相合。

5）渗金属　渗金属与渗硼工艺相近，区别在于加入了金属元素。熔盐渗金属时，如果向硼砂盐中加入对氧亲和力小于硼的金属元素（V、Cr、Ni、Nb等），则该金属不会与B_2O_3反应，呈热力学不稳定状态，高温下由于热振动而由颗粒中逸出成为活性原子扩散到模具表面并渗入，使表面形成一层硬的碳化物层（如VC等）。使模具表面的耐磨性、耐热性、耐蚀性、耐冷热疲劳性能都显著提高。又由于渗层与基体的结合力强，因而渗金属被广泛应用于各种模具，特别是冷冲模、冷挤压模、压铸模等。常用的渗金属的方法有：固体法、热浸渍法及熔盐法，渗剂包括供渗剂、催渗剂和添充剂。

3.2.2 其他表面强化技术

1）激光强化技术　激光强化技术是以激光作为热源对材料表面进行强化，其主要包括相变硬化、表面熔化、表面合金化，表面涂覆等技术。在模具表面激光强化技术中，激光相变硬化（激光淬火）应用比较普遍。它是利用高能量激光束在模具刃口或型腔等需强化表面进行扫描照射，高能激光将材料表面在短时间内加热到1 000℃以上，当激光束离开后，该点以相当大的冷速淬火，所以模具变形小，获得表层组织非常细小（与感应淬火相比），在一定条件下还可形成非晶态，因而表面强化性能更高。此外，由于激光束集中，可对窄深和不通孔等进行强化处理。激光表面合金化是在模具表面涂上合金粉，利用高功率激光使材料表面升到熔点，形成金属熔化层。根据对模具的耐磨、耐蚀、耐热等性能有不同要求，可配置不同的合金成分。近年来，激光表面强化技术有了进一步发展，能使材料表面形成超硬陶瓷层。激光强化的不足之处是强化面积小，模具的大面积强化受到限制。

2）气相沉积　气相沉积是一种利用气态物质（气相）中发生某些物理、化学过程，在模具表面形成具有某些特殊性能的金属或化合物涂层的技术。根据涂层形成过程，气相沉积分为化学气相沉积（CVD）、物理气相沉积（PVD）和等离子体化学气相沉积（PCVD）3大类。在模具表面镀覆一层超硬镀层是提高模具寿命的有效途径，先进的表面超硬镀层是以TiN、TiC、TiCN、金刚石、立方氮化硼等为代表。

模具表面主要沉积TiC和TiN，特别适用于承受高负荷的模具，例如Cr12MoV钢的落料模、拉伸模、弯曲模、冲孔模等气相沉积TiC，模具寿命提高3倍以上。

3）喷丸强化　喷丸强化是借助于硬丸粒，高速、连续锤击金属表面，使其产生强烈的冷作硬化，通过喷丸可以明显改善金属表层的应力状态、显微硬度、表层的微观形貌，从而提高模具的疲劳强度、抗冲击磨损及抗应力腐蚀性能。喷丸可以改善模具表面的粗糙度。

4）电火花强化　电火花强化是采用脉冲放电技术，利用火花放电时释放的能量，将一种导电材料涂覆或熔渗到另一种材料表面，形成合金化的表面强化，从而改善工件表面的物理、化学及力学性能。用硬质合金强化冷冲模、拉伸模等均获得良好效果。

5）电镀　电镀在模具上应用可起到减小摩擦、耐磨损、抗氧化等作用，改善模具的表面性能，提高模具的使用寿命。镀硬铬主要用于塑料模、玻璃模等型腔模具的表面强化。电镀模具的主要缺点是电镀层与表层结合强度不高，易剥落，尤其是当模具的温度变化较大时。

4 常用合金模具钢的性能与应用

4.1 冷作模具钢

4.1.1 Cr12

Cr12是使用广泛的冷作模具钢，属高碳、高铬型莱氏体钢，具有较好的淬透性和良好的耐磨性。由于该钢的碳含量高，所以韧性差，易碎裂。多用于受冲击载荷小的冷冲模及冲头，冷剪、切刀、量规、拉丝摸、搓丝板、拉延模和螺纹滚模等。

（1）化学成分

Cr12钢常见的化学成分见表13.5-14。

表13.5-14　Cr12钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	P	S
2.00/2.30	≤0.40	≤0.40	11.50/13.00	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

密度：$7.861\times10^3 kg/m^3$；

弹性模量E：207×10^3 MPa；

临界点：见表13.5-15。

表13.5-15　Cr12钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{rcm}	M_s
温度（近似值）	810	835	755	770	180

（3）热加工

Cr12钢的共晶温度较低，超过1 150℃时会发生局部熔化，导热性能差。通常在锻造加热时要缓慢加热，冷料加热要在700℃左右保温预热。钢锭开坯时，由于存在较大的鱼骨状的共晶碳化物，易发生内裂和表裂，要控制好终锻温度和变形量。锻后应立即红送退火或缓冷。加热锻造工艺参数见表13.5-16。

表13.5-16　Cr12钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140~1 160	1 110~1 120	≥900	红送退火或缓冷
钢坯	1 120~1 140	1 080~1 110	≥880	

（4）热处理

1）退火　Cr12钢锻后一般采用等温退火或连续冷却退火，奥氏体化加热温度一般为（850±10）℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（730±10）℃。退火后的组织为粒状珠光体和碳化物，退火硬度≤269HB。

2）淬火　Cr12钢的等温转变曲线如图13.5-21所示，淬火硬度与淬火温度的关系如图13.5-22所示，硬度、奥氏体晶粒度与淬火温度的关系如图13.5-23所示，推荐的淬火工艺见表13.5-17。

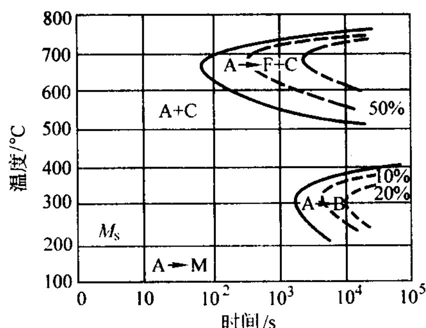


图13.5-21　Cr12钢的等温转变曲线

试验用钢化学成分（质量分数）（%）：C2.0，Cr12.4，Si0.5，Mn0.4；奥氏体化温度970℃

A—奥氏体；M—马氏体；

B—贝氏体；C—碳化物

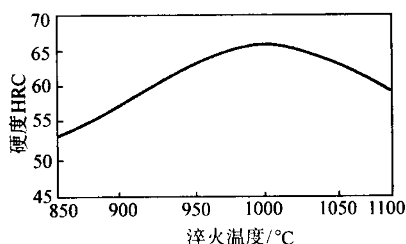


图13.5-22　Cr12钢淬火温度与淬火硬度的关系

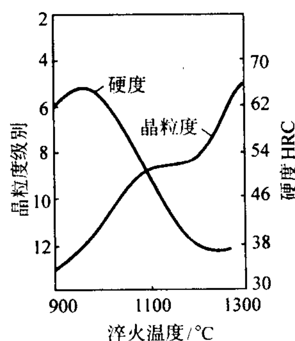


图13.5-23　Cr12钢淬火温度与晶粒度的关系

表13.5-17　Cr12钢推荐的淬火工艺

淬火温度/℃	冷却介质	淬火硬度HRC
950～980	油	59～63

3）回火　Cr12钢的性能、残余奥氏体量、试样尺寸变化率与回火温度的关系示于图13.5-24～13.5-28，推荐的回火工艺见表13.5-18。

4.1.2　Cr12Mo1V1

Cr12Mo1V1是国际上通用的高碳、高铬冷作模具钢，该钢属于莱氏体钢，具有高的淬透性、淬硬性、高的耐磨性、高的抗氧化性能等优点；由于该钢的碳含量较Cr12低，因此具有较好的韧性。适宜于制造各种高精度、长寿命的冷作模具，例如复杂的冲孔凹模、冷挤压模、滚丝轮、搓丝板、冷剪切模具和精密模具等。

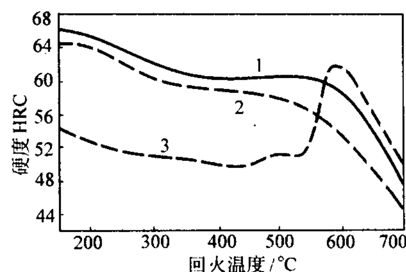


图13.5-24　Cr12钢回火温度与硬度的关系

淬火温度：1—955℃；2—1 010℃；3—1 090℃

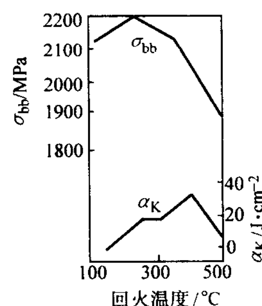


图13.5-25　Cr12钢经（970±10）℃油淬后回火保温1.5 h的力学性能

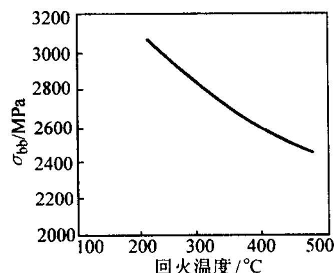


图13.5-26　Cr12钢抗压强度与回火温度的关系

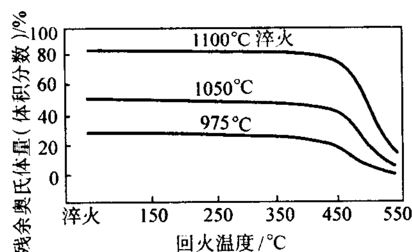


图13.5-27　Cr12钢残余奥氏体量与回火温度的关系

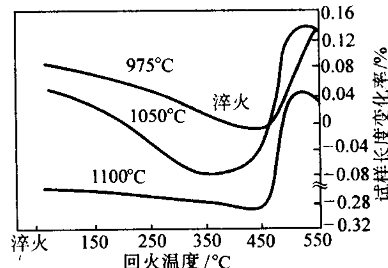


图13.5-28　Cr12钢尺寸变化与淬回火温度的关系

表 13.5-18 Cr12 钢推荐的回火工艺

用途	加热温度/℃	回火时间/h	回火次数	硬度 HRC
消除应力和稳定组织	180 ~ 200	2	1	60 ~ 62
消除应力和降低硬度	320 ~ 350	2	1	57 ~ 58

（1）化学成分

Cr12Mo1V1 钢的化学成分见表 13.5-19。

表 13.5-19 Cr12Mo1V1 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	其它
1.40 /1.60	≤0.60	≤0.60	≤ 0.030	≤ 0.030	11.00 /13.00	0.70 /1.20	0.80 /1.20	Co ≤ 1.00

（2）物理性能

密度：7.861×10^3 kg/m^3；

弹性模量：207×10^3 MPa；

热导率：26 W/m·K；

临界点：见表 13.5-20；

表 13.5-20 Cr12Mo1V1 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{rcm}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	810	875	750	695	190

线胀系数：见表 13.5-21。

表 13.5-21 Cr12Mo1V1 钢的线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.5	11.5	11.9	12.2

（3）热加工

Cr12Mo1V1 钢是高碳莱氏体钢，变形困难，易出现内裂与表裂缺陷，但其热塑性优于 Cr12 钢。表 13.5-22 中列出了 Cr12Mo1V1 钢的热加工工艺参数。

表 13.5-22 Cr12Mo1V1 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 120 ~ 1 160	1 050 ~ 1 090	≥850	红送退火
钢坯	1 120 ~ 1 140	1 050 ~ 1 070	≥850	红送退火或缓冷

（4）热处理

1）退火 Cr12Mo1V1 钢锻后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（850 ± 10）℃，等温温度一般选（730 ± 10）℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸；连续退火的奥氏体化温度一般为（880 ± 10）℃，在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。退火后的组织为粒状珠光体和碳化物，退火硬度≤269HB。

2）淬火 Cr12Mo1V1 钢的等温转变曲线和有关淬火曲线如图 13.5-29 ~ 图 13.5-36 所示。显微组织组成与奥氏体化温度的关系示于表 13.5-23，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-24。

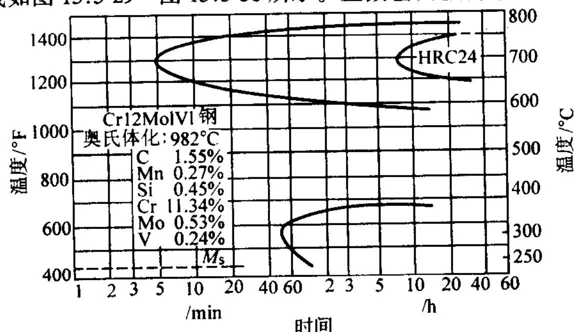


图 13.5-29 Cr12Mo1V1 钢的奥氏体等温转变曲线（试验用钢成分为质量分数）

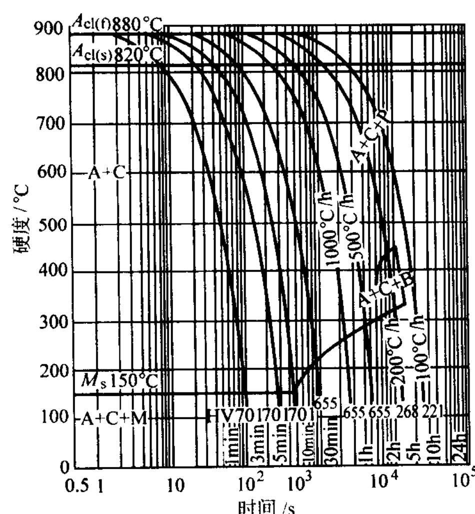


图 13.5-30 Cr12Mo1V1 钢的奥氏体连续冷却转变曲线

试验用钢化学成分（质量分数）（%）：C1.58，Cr12.04，Mo1.08，V1.06，Mn0.40，Si0.56，P0.007，S0.009；奥氏体化温度：1 000℃，5 min

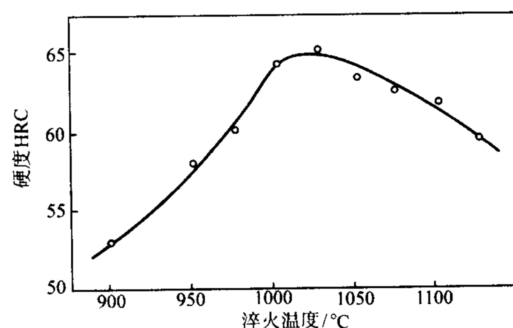


图 13.5-31 淬火温度与硬度的关系曲线

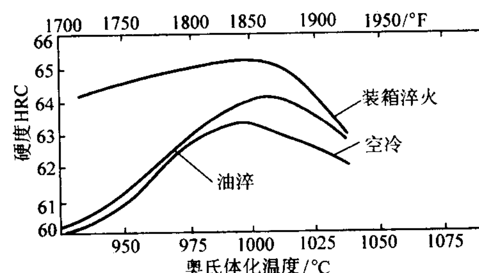


图 13.5-32 淬火介质、渗碳介质中和奥氏体化温度对 Cr12Mo1V1 的硬度的影响

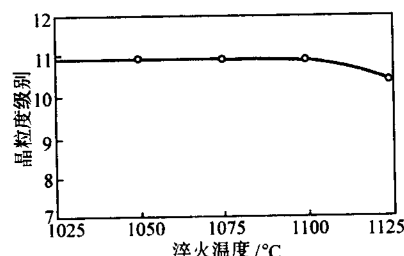


图 13.5-33 Cr12Mo1V1 钢奥氏体晶粒度与淬火温度的关系

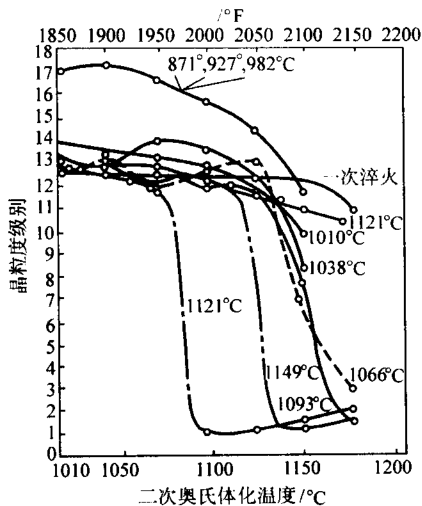


图 13.5-34 Cr12Mo1V1 钢从图示温度预先淬火后，再次回火奥氏体化的温度对晶粒度的影响

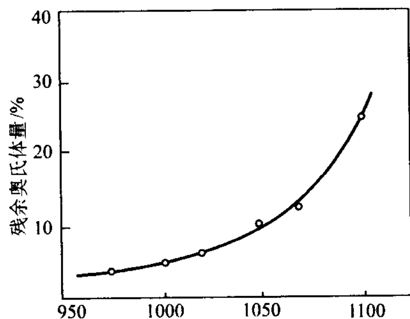


图 13.5-35 Cr12Mo1V1 钢残余奥氏体量与淬火温度关系

表 13.5-23 Cr12Mo1V1 钢的显微组织与奥氏体化温度的关系

奥氏体化温度/℃	体积百分比/%		
	马氏体	残余奥氏体	碳化物
1 038	79	7	14
1 066	65	22	13
1 093	33	55	12
1 121	5	85	10
1 135	2	88	10
1 149	2	88	10

注：试验用钢成分(质量分数)(%)：1.60C，11.95Cr，0.33Mn，0.32Si，0.79Mo，0.25V，0.018P，0.01S；试样在奥氏体化温度保温 30 min，然后淬火。

表 13.5-24 Cr12Mo1V1 钢推荐的淬火规范

加热温度/℃			冷却介质	硬度 HRC
第一段预热	第二段预热	最后加热		
500 ~ 600	820 ~ 860	980 ~ 1 040	油冷或空冷	60 ~ 65
500 ~ 600	820 ~ 860	1 060 ~ 1 100		60 ~ 65

3) 回火 回火温度与 Cr12Mo1V1 钢性能和尺寸变化的关系如图 13.5-36 ~ 图 13.5-40 所示，推荐的回火工艺参数见表 13.5-25。

表 13.5-25 Cr12Mo1V1 钢推荐的回火工艺参数

回火方案	回火温度/℃	回火次数	硬度 HRC
低温回火	180 ~ 200	1	60 ~ 64
高温回火	510 ~ 540	2	60 ~ 64

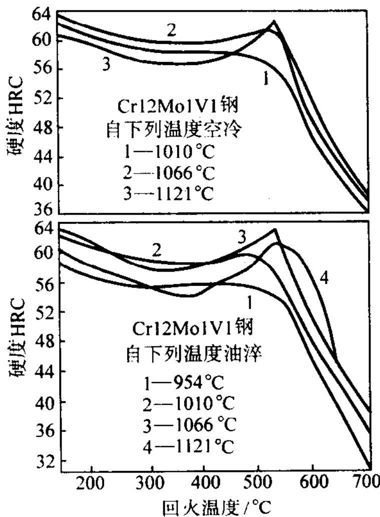


图 13.5-36 回火温度对油淬和空冷的 Cr12Mo1V1 钢硬度的影响

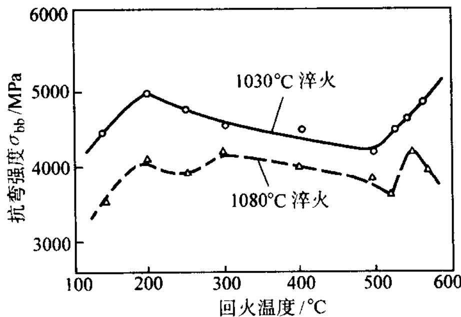


图 13.5-37 回火温度对 Cr12Mo1V1 钢的抗弯强度的影响

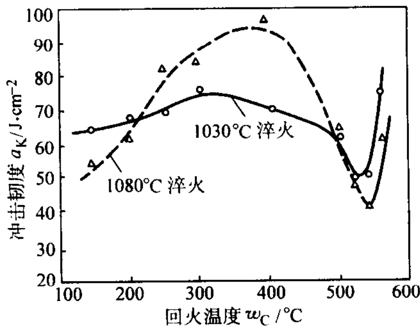


图 13.5-38 回火温度对 Cr12Mo1V1 钢冲击韧度的影响

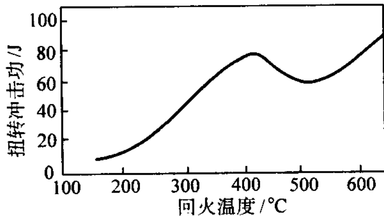


图 13.5-39 回火温度对 Cr12Mo1V 钢扭转冲击功的影响

4.1.3 Cr12MoV

Cr12MoV 属 Cr12 型莱氏体冷作模具钢，截面在 ϕ300 ~ 400 mm 以下者可以完全淬透，在 300 ~ 400℃时仍可保持良好的硬度和较高的韧性。此外，该钢还具有较好的尺寸稳定性。适合制造各种形状复杂、能经受大的冲击载荷的冷作模具。例如冲孔凹模、复杂模具镶块、拉丝模、螺纹搓丝板、冷挤压模、冷切剪刀、圆锯、标准量具、工具等。

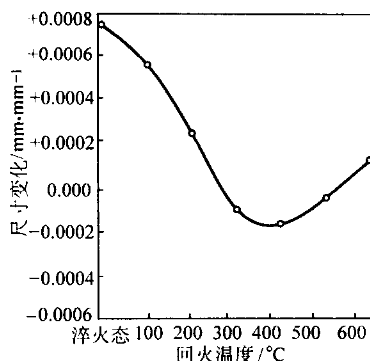


图 13.5-40 回火温度对 Cr12Mo1V1 钢尺寸变化的影响
(试样尺寸为 25.4 mm×50.8 mm×152.4 mm,
尺寸变化为三个方向的平均值)

(1) 化学成分

Cr12Mo1V 钢的化学成分列于表 13.5-26

表 13.5-26 Cr12MoV 钢的化学成分(质量分数) %

C	Si	Mn	Cr	V	Mo	S	P
1.45/1.70	≤0.40	≤0.35	11.0/12.5	0.15/0.30	0.40/0.60	≤0.030	≤0.030

(2) 物理性能

密度:$7.86\times10\ \mathrm{kg/m^3}$;

电阻率:$0.31\times10^{-6}\Omega\cdot\mathrm{m}$;

线胀系数:见表 13.5-27;

表 13.5-27 Cr12MoV 钢的线胀系数

温度/℃	20~100	20~400	20~600
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}\mathrm{K}^{-1}$	10.9	11.4	12.2

临界点:见表 13.5-28。

表 13.5-28 Cr12MoV 钢的临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}
温度(近似值)	810	1 200	760

(3) 热加工

Cr12MoV 钢属高碳莱氏体钢,变形困难,易出现内裂与表裂缺陷。表 13.5-29 中列出了 Cr12MoV 钢的热加工工艺参数。

表 13.5-29 Cr12MoV 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 100~1 150	1 050~1 100	≥850	红送退火
钢坯	1 050~1 100	1 000~1 050	≥850	红送退火或缓冷

(4) 热处理

1) 退火 Cr12MoV 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火,等温退火的奥氏体化加热温度一般为(860±10)℃,等温温度一般选(740±10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定;连续退火的奥氏体化温度一般为(880±10)℃,在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。退火后组织的相成分、硬度和显微组织见表 13.5-30。

表 13.5-30 Cr12MoV 钢退火后的相成分、硬度和显微组织

硬度 HB		显微组织		相成分/%							
							合金元素含量/%				
未退火	退火后	未退火	退火后	铁素体	碳化物	碳化物类型	碳化物中			铁素体中	
							C	Cr	V	Cr	V
477~653	207~255	马氏体+碳化物	球化体+碳化物	83~85	15~17	Cr7C3	9.2	48	2.5	33	0.1

2) 淬火 Cr12MoV 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-40~图 13.5-47。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-31,淬火状态的组织示于表 13.5-32。

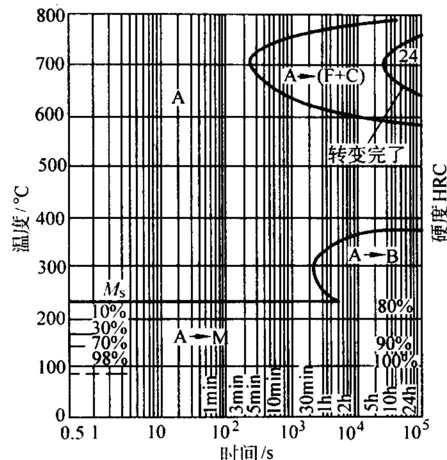


图 13.5-41 Cr12MoV 钢的奥氏体等温转变曲线
(奥氏体化温度 980℃)

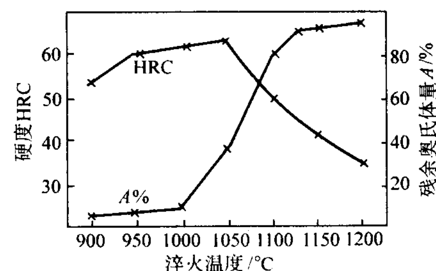


图 13.5-42 Cr12MoV 钢淬火温度、硬度与残余奥氏体量的关系

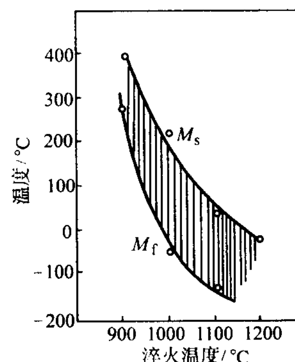


图 13.5-43 Cr12MoV 钢的马氏体转变图

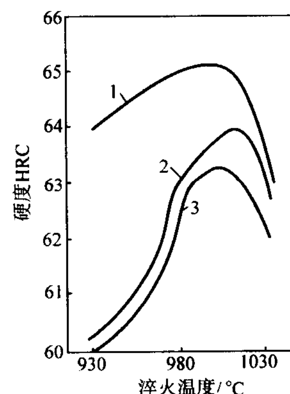


图 13.5-44 Cr12MoV 钢在不同加热和冷却条件下硬度与淬火温度的关系

1—在增碳剂中加热,油中冷却;2—在空气中加热,油中冷却;3—在空气中加热,空气中冷却

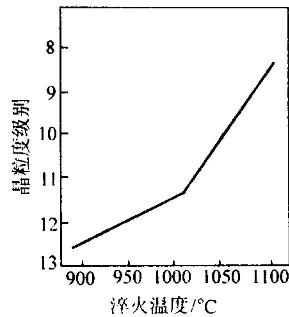


图 13.5-45 不同淬火温度对 Cr12MoV 钢晶粒度的影响

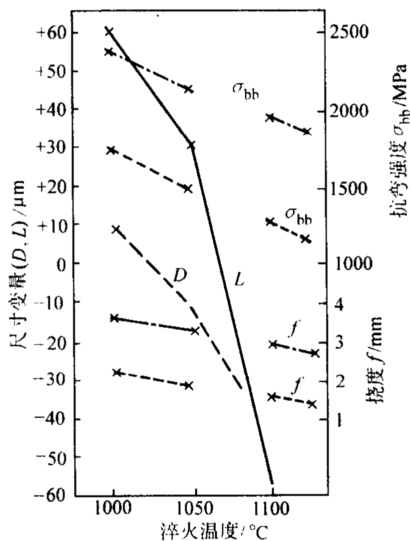


图 13.5-46 Cr12MoV 钢的淬火温度与力学性能、直径 D 变化的关系

×－·－×为淬火状态；×－－－×

为淬火加回火状态，即 1 000～1 050 淬火，150℃回火

表 13.5-31 Cr12MoV 钢推荐的淬火工艺参数

方案	第一预热段温度/℃	第二预热段温度/℃	淬火温度/℃	冷却				硬度 HRC
				介质	介质温度/℃	在介质中冷却	随后	
Ⅰ	550～600	840～860	950～1 000	油	20～60	至油温	空冷	58～62
Ⅱ			1 020～1 040	油	20～60	至油温		62～63
Ⅲ			1 020～1 040	熔融硝盐	400～500	5～10 min		62～63
Ⅳ			1 115～1 130	油	20～60	至油温		42～50
Ⅴ			1 115～1 130	熔融硝盐	400～450	5～10 min		42～50

注：1. 方案Ⅱ，Ⅲ用于要求获得高的力学性能及变形较小的工件，例如螺纹滚子、搓丝板、形状复杂受冲击负荷的模具。

2. 方案Ⅳ，Ⅴ用于要求获得红硬性及高耐磨性的工件，但其力学性能较差，尺寸变形较大，例如 450℃以下工作的热冲模等。

3. 这种钢对脱碳很敏感，预加热和加热用的盐浴必须经过充分的脱氧后再使用；若在普通电炉中加热，可将工件装入箱内，填充以渗碳剂或生铁粉（这时工件可能有少许增碳现象，硬度可提高 1～2HRC）。

表 13.5-32 Cr12MoV 钢淬火状态的组织比例

淬火温度/℃	冷却介质	碳化物/%	马氏体/%	奥氏体/%
1 020～1 040	油或硝盐	12	73～68	20～25

3）回火 Cr12MoV 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-48～图 13.5-52，推荐的回火工艺见表 13.5-33。

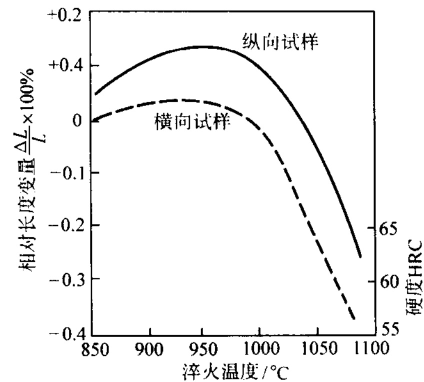


图 13.5-47 Cr12MoV 钢试样长度的相对变量与碳化物条纹方向及淬火温度的关系

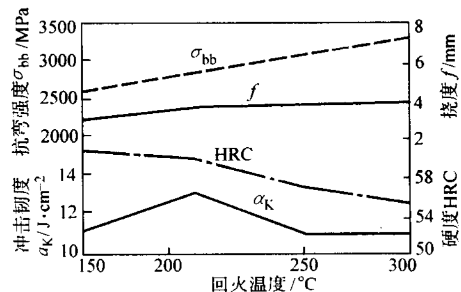


图 13.5-48 Cr12MoV 钢力学性能与回火温度的关系（1 000℃奥氏体化，油冷）

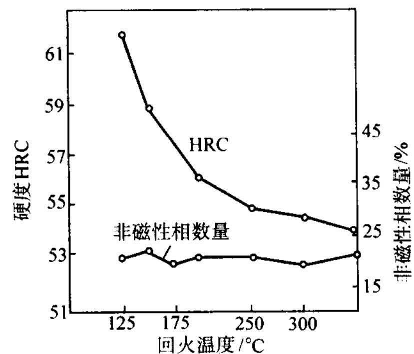


图 13.5-49 Cr12MoV 钢硬度及非磁性相数量与回火温度的关系

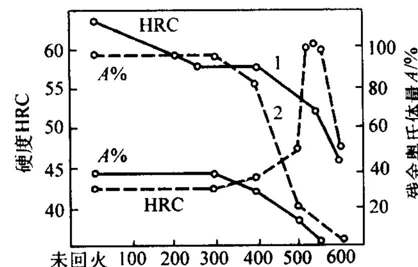


图 13.5-50 Cr12MoV 钢回火温度与硬度及残余奥氏体量的关系

1—950℃淬火；2—1 130℃淬火

4.1.4 Cr5Mo1V

Cr5Mo1V 是空淬模具钢，具有良好的空冷深淬特性，对于复杂模具保持形状具有重要意义。该钢的耐磨性介于高碳油淬模具钢和高碳高铬耐磨型工具钢之间，但其韧性较好，特别适应于既要求好的耐磨性同时又具有特殊好韧性的工模具，该钢具有一定的通用性。广泛用于下料模和成型模、轧

辊、冲头、压延模和滚丝模，也用于剪刀片。

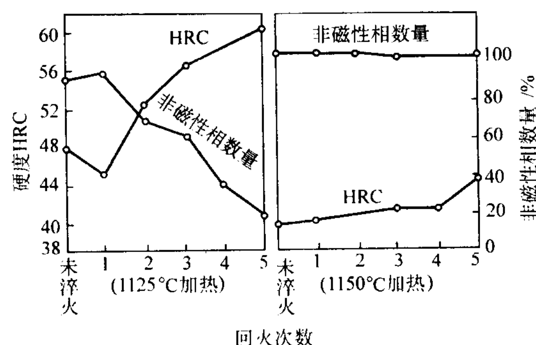


图 13.5-51　Cr12MoV 钢硬度及残余奥氏体量与在 520℃下回火次数的关系

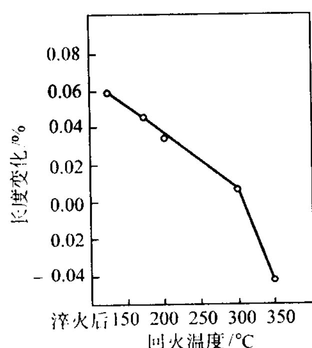


图 13.5-52　Cr12MoV 钢试样长度变化与回火温度的关系
淬火温度 1 050℃

表 13.5-33　Cr12MoV 钢推荐的回火工艺参数

方案	淬火温度/℃	回火			
		用途	回火温度/℃	介质	硬度 HRC
Ⅰ	1 020 ~ 1 040	消除应力	150 ~ 170	油或硝盐	61 ~ 63
Ⅱ		去应力，降硬度	200 ~ 275		57 ~ 59
Ⅲ		去应力，降硬度	400 ~ 425		55 ~ 57
Ⅳ	1 115 ~ 1 130	去除应力并形成二次硬化能力	510 ~ 520 多次回火，-78℃冷处理		60 ~ 61
Ⅴ			510 ~ 520 多次回火，-78℃冷处理		60 ~ 62

注：1. 用方案Ⅰ回火的工件，需要保持高硬度及高耐磨性，而其尺寸变化与淬火状态几乎无差别。
2. 方案Ⅱ用于获得良好韧性的工件。

(1) 化学成分

Cr5Mo1V 钢的化学成分见表 13.5-34。

表 13.5-34　Cr5Mo1V 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0.95/1.05	≤0.50	≤1.00	≤0.030	≤0.030	4.75/5.50	0.90/1.40	0.15/0.50

(2) 物理性能

密度：7.84×10^3 kg/m^3；

定压热容：$C_p = 460.55$ J/（kg·K）；

弹性模量：203×10^3 MPa；

热导率：26 W/m·K；

线胀系数：见表 13.5-35；

表 13.5-35　Cr5Mo1V 钢的线胀系数

温度范围/℃	38 ~ 260	38 ~ 427	38 ~ 540
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.6	13.0	13.9

临界点：见表 13.5-36。

表 13.5-36　Cr5Mo1V 钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	M_s
温度（近似值）	795	—	168

(3) 热加工

Cr5Mo1V 钢的塑性不是很好，尤其是模铸锭，热加工应严格控制加热温度等参数。关于 Cr5Mo1V 钢的热加工工艺参数见表 13.5-37。

表 13.5-37　Cr5Mo1V 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	850 ~ 900	红送退火或缓冷
钢坯	1 050 ~ 1 100	1 000 ~ 1 050	850 ~ 900	缓冷

(4) 热处理

1) 退火　Cr5Mo1V 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为 (840 ± 10)℃，等温温度一般选 (720 ± 10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；连续退火的奥氏体化温度一般为 (850 ± 10)℃，在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h，退火后硬度≤HB225。

2) 淬火　Cr5Mo1V 钢的有关淬火曲线如图 13.5-53 ~ 图 13.5-55 所示。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-38。

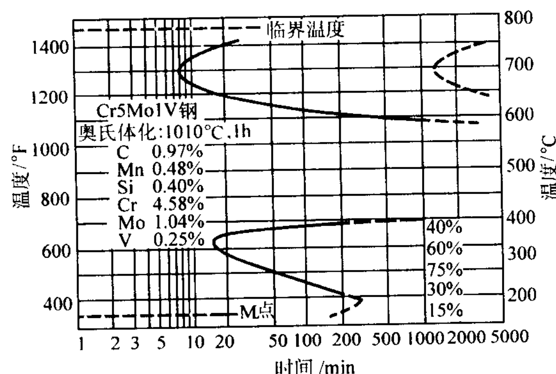


图 13.5-53　Cr5Mo1V 钢的奥氏体等温转变曲线
试验用钢成分为质量分数；奥氏体化温度 1 010℃，保温 1 h

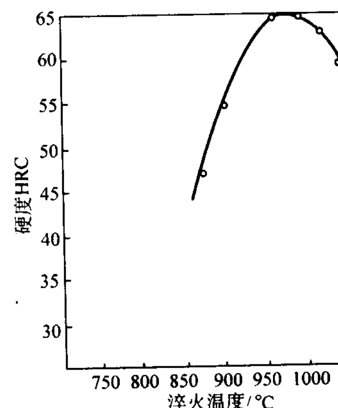


图 13.5-54　淬火温度对 Cr5Mo1V 钢硬度的影响

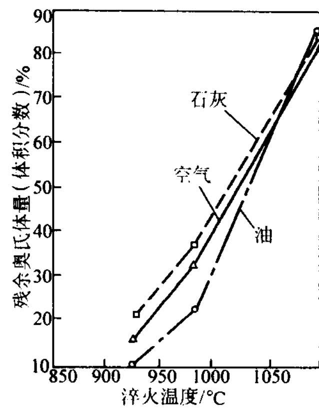


图 13.5-55　Cr5Mo1V 钢以不同冷却速度冷却时奥氏体化温度与残余奥氏体量的关系
试验钢成分（质量分数）(%)：1.00C，0.60Mn，0.17Si，5.31Cr，1.13Mo，0.27V

表 13.5-38　Cr5Mo1V 钢推荐的淬火工艺参数

方案	加热温度/℃			冷却介质	硬度 HRC
	第一段预热	第二段预热	加热温度		
Ⅰ	300～400	800～850	950±10	空冷或油冷	62～65
Ⅱ			980～1 010		62～65

3）回火　Cr5Mo1V 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-56～图 13.5-60，回火后的力学性能见表 13.5-39，推荐的回火工艺参数见表 13.5-40。

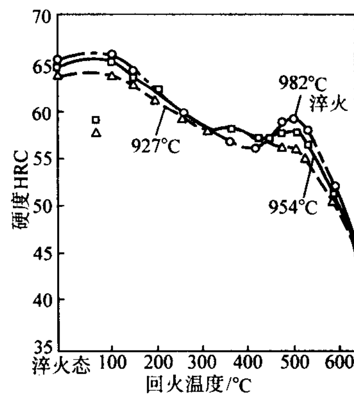


图 13.5-56　不同温度淬火空冷后，回火温度与硬度关系曲线
试验用钢化学成分（质量分数）(%)
：1.00C，0.60Mn，5.25Cr，1.1Mo，0.25V

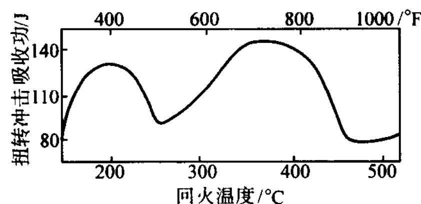


图 13.5-57　回火温度对 Cr5Mo1V 空淬模具钢扭转冲击功的影响
968℃空冷，回火 1 h

4.1.5　Cr6WV

Cr6WV 是综合性能良好的中合金冷作模具钢，形变小，淬透性好，并具有一定的冲击韧性。该钢的碳含量和合金元素的含量较低，所以比 Cr12 和 Cr12MoV 钢的碳化物分布均匀。

Cr6WV 钢具有广泛的用途，主要用于制造高力学性能，并要求一定耐磨性和经受一定冲击载荷的模具，例如冷冲模及冲头、切边模、压应模及搓丝板等。

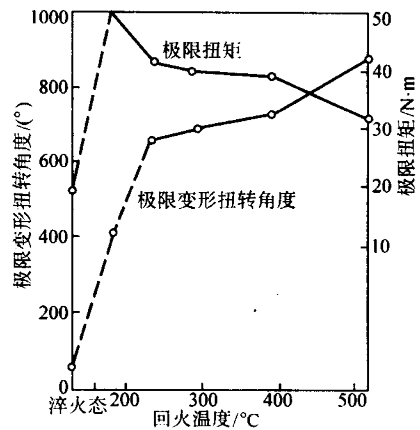


图 13.5-58　Cr5Mo1V 钢油淬到最大硬度且在指定温度回火后的静扭转性能

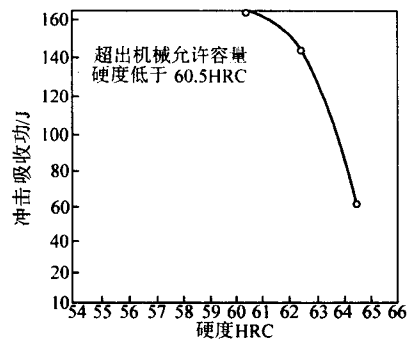


图 13.5-59　Cr5Mo1V 钢从 954℃淬火经回火硬度与艾氏冲击吸收功的关系

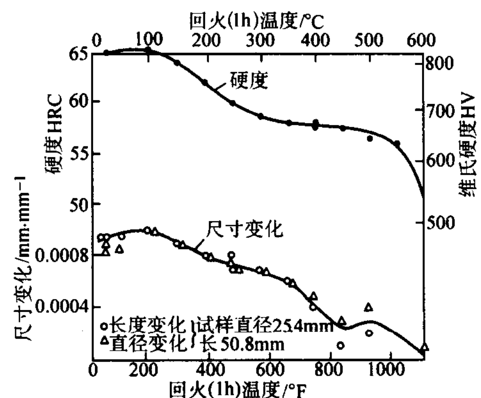


图 13.5-60　Cr5Mo1V 钢在 943℃加热，在体积分数为 75%氩气 + 25%氮气中冷却后，回火温度对硬度和尺寸变化的影响

表 13.5-39　Cr5Mo1V 钢回火后的力学性能

回火温度/℃	硬度 HRC	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%（标距为 50.8）	断面收缩率/%
530	54	1 849	—	—	—
593	46.7	1 596	576	5.0	13.9

表 13.5-40　Cr5Mo1V 钢推荐的回火工艺参数

淬火温度/℃	回火温度/℃	回火次数	硬度 HRC
940～960	180～200	1	60～64
980～1 010	510～540	2	57～60

（1）化学成分

Cr6WV 钢的化学成分见表 13.5-41。

表 13.5-41　Cr6WV 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	W	V	P	S
1.00/1.15	≤0.40	≤0.40	5.50/7.00	1.10/1.50	0.50/0.70	≤0.030	≤0.030

（2）物理性能

Cr6WV 钢的临界温度见表 13.5-42，线膨胀系数见表 13.5-43。

表 13.5-42　Cr6WV 钢的临界温度　℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{rm}	M_s	M_f
温度（近似值）	815	845	625	775	150	－100

表 13.5-43　Cr6WV 钢的线胀系数

温度/℃	100～250	250～350	350～600
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.3	11.0	12.8

（3）热加工

Cr6WV 加热温度不易过高，因钢的导热性差，必须进行缓慢加热和保证透烧时间，锻后注意缓冷，以免发生裂纹，Cr6WV 钢的热加工参数见表 13.5-44。

表 13.5-44　Cr6WV 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 100～1 160	1 050～1 120	850～900	红送退火或缓冷
钢坯	1 050～1 120	1 000～1 080	850～900	

（4）热处理

1）退火　Cr6WV 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（840±10)℃，等温温度一般选（710±10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定，在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。退火前后的相组成、硬度和显微组织见表 13.5-45。

表 13.5-45　Cr6WV 钢退火后的相成分、硬度和显微组织

硬度 HB		显微组织		相成分/%								
							合金元素的含量/%					
							碳化物中				铁素体中	
未退火	退火后	未退火	退火后	铁素体	碳化物	碳化物类型	C	Cr	W	V	Cr	W
578～578	≤229	马氏体+碳化物	球化体+碳化物	86～88	12～14	Cr7C3	8	46	8	1.5	0.2	0.02

2）淬火　Cr6WV 钢的有关淬火曲线如图 13.5-61～图 13.5-67 所示。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-46，其中方案Ⅰ中用于制造变形较小的工件，如搓丝滚模、搓丝板及形状复杂而受冲击负荷的模具等；方案Ⅱ一般用于要求获得高的耐磨性的工件，如制造刃具（木工）及锯条等。淬火状态的组织比例见表 13.5-47。

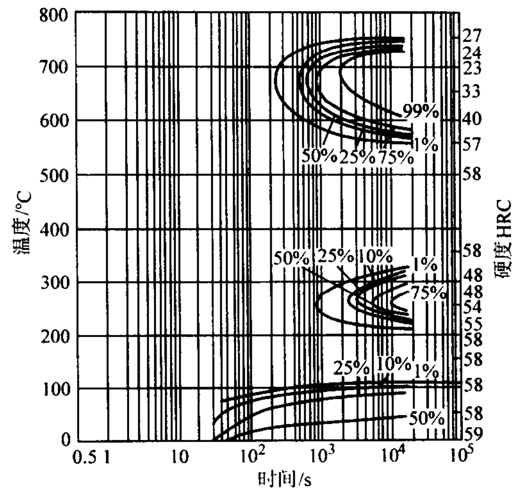


图 13.5-61　Cr6WV 钢奥氏体等温转变曲线
（奥氏体化温度：1 025℃）

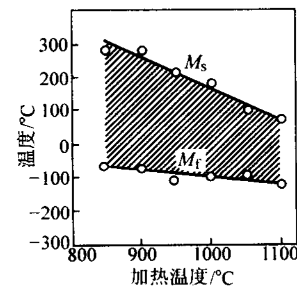


图 13.5-62　Cr6WV 钢的马氏体转变图

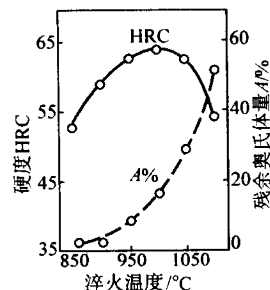


图 13.5-63　Cr6WV 钢淬火温度与硬度及残余奥氏体量的关系

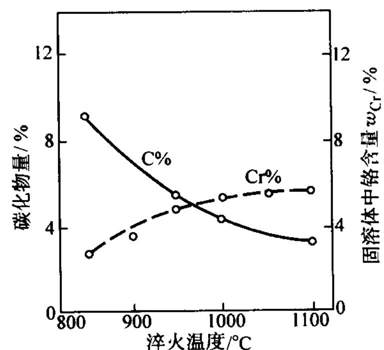


图 13.5-64　Cr6WV 钢淬火温度与残余奥氏体含量及固溶体中铬含量的关系

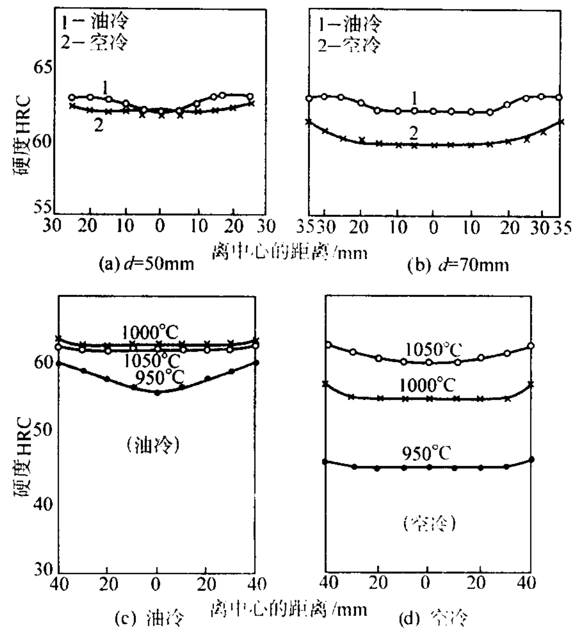


图 13.5-65　Cr6WV 钢淬火试样的硬度随温度尺寸的变化

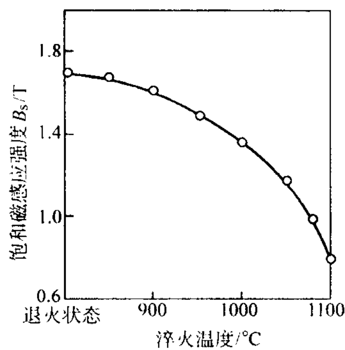


图 13.5-66　Cr6WV 钢淬火温度与物理性能的关系

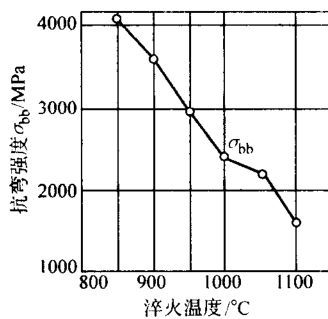


图 13.5-67　淬火温度与力学性能关系

表 13.5-46　Cr6WV 钢推荐的淬火工艺参数

方案	加热温度/℃			淬火方法	冷却方法				硬度
	第一段预热	第二段预热	加热温度		冷却介质	温度	延续	冷却到20℃	HRC
Ⅰ	300 ~ 400	800 ~ 850	950 ~ 970	连续冷却淬火	油	20 ~ 60	到 20 ~ 60℃	空冷	62 ~ 64
Ⅱ			990 ~ 1 010	分段淬火	硝盐、碱	400 ~ 500	400 ~ 450		62 ~ 64

表 13.5-47　Cr6WV 钢淬火状态的组织比例

淬火温度/℃	碳化物/%	马氏体/%	奥氏体/%
950 ~ 970	6	85 ~ 83	9 ~ 11
990 ~ 1 010	约 4	76 ~ 78	18 ~ 20

3) 回火　Cr6WV 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-68 ~ 图 13.5-70，推荐的回火工艺参数见表 13.5-48。

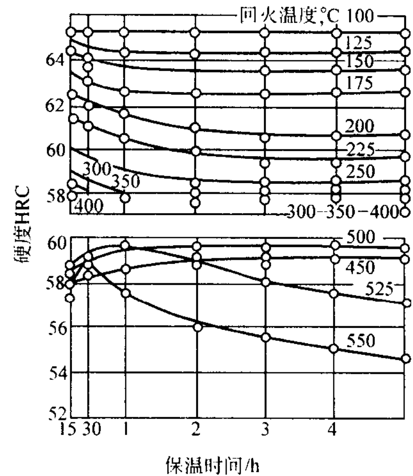


图 13.5-68　Cr6WV 钢硬度与在不同温度回火的回火保温时间的关系

1 010℃淬火，保温 24 s/mm，油冷

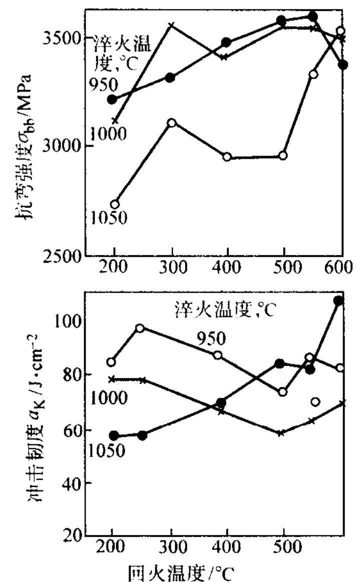


图 13.5-69　Cr6WV 钢回火温度与力学性能的关系

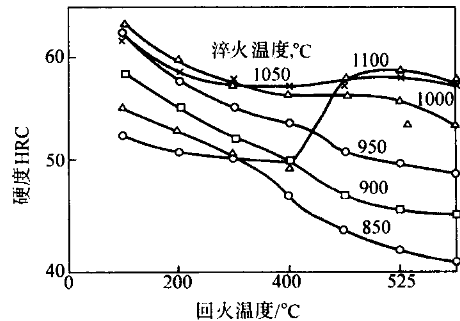


图 13.5-70　Cr6WV 钢不同淬火温度下回火温度与硬度的关系

表 13.5-48 Cr6WV 钢推荐的回火工艺参数

淬火温度/℃	加热介质	回火温度/℃	保温时间/h	回火次数	硬度 HRC
950 ~ 970	油、硝盐或碱	150 ~ 170	2 ~ 3	1	62 ~ 63
		190 ~ 210			58 ~ 60
990 ~ 1 010	硝盐、碱或空气炉	500	2	1	57 ~ 58
		190 ~ 210	2		57 ~ 58

4.1.6 Cr4W2MoV 钢

Cr4W2MoV 钢是一种新型的中合金冷作模具钢，性能比较稳定，该钢的主要特点是共晶碳化物的颗粒比较细小，具有良好的淬透性和耐磨性，模具的使用寿命较 Cr12 和 Cr12MoV 有较大的提高。可用于制造冲模、冷镦模、落料模、冷挤压凹模等模工模具。

（1）化学成分

Cr4W2MoV 钢的化学成分见表 13.5-49。

表 13.5-49 Cr4W2MoV 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	W	V	P	S
1.12/1.25	0.40/0.70	≤0.40	3.50/4.00	1.90/2.00	0.80/1.10	≤0.030	≤0.030

（2）物理性能

Cr4W2MoV 钢的临界温度见表 13.5-50。

表 13.5-50 Cr4W2MoV 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{rm}	M_s	M_f
温度（近似值）	795	900	760	775	142	—

（3）热加工

Cr4W2MoV 钢的加热温度范围窄，变形抗力大。另外因该钢的热导性差，必须进行缓慢加热和保证透烧时间，热加工后注意缓冷，以免发生裂纹。Cr4W2MoV 钢的热加工工艺参数见表 13.5-51。

表 13.5-51 Cr4W2MoV 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 150 ~ 1 180	1 060 ~ 1 100	≥900	红送退火或缓冷
钢坯	1 130 ~ 1 150	1 040 ~ 1 060	≥850	

（4）热处理

1）退火 Cr4W2MoV 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（860 ± 10)℃，等温温度一般选（760 ± 10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。

2）淬火 Cr4W2MoV 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-71 ~ 图 13.5-74，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-52。

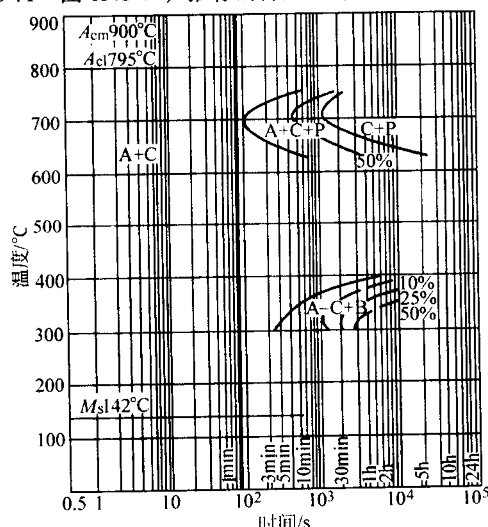


图 13.5-71 Cr4W2MoV 钢的等温转变曲线

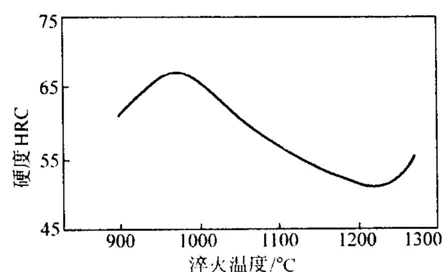


图 13.5-72 Cr4W2MoV 钢淬火温度对淬火硬度的影响

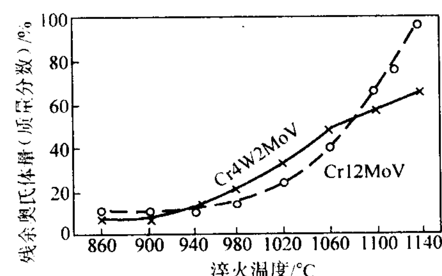


图 13.5-73 Cr4W2MoV 钢淬火温度对残余奥氏体量的影响

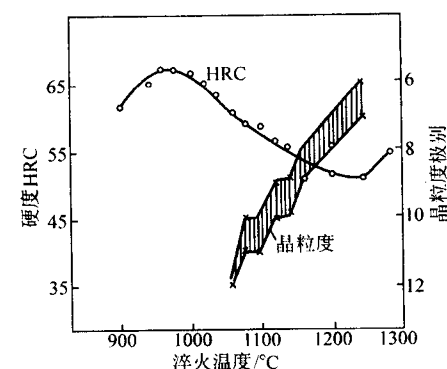


图 13.5-74 Cr4W2MoV 钢淬火温度对晶粒尺寸和硬度的影响

表 13.5-52 Cr4W2MoV 钢推荐的淬火工艺参数

方案	加热温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
Ⅰ	960 ~ 980	空冷或油冷（油温 20 ~ 60℃）	≥62
Ⅱ	1 020 ~ 1 040		

3）回火 Cr4W2MoV 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-75 ~ 图 13.5-78，推荐的回火工艺参数见表 13.5-53。

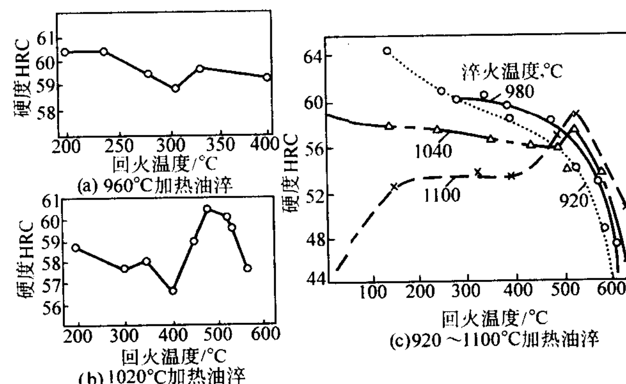


图 13.5-75 Cr4W2V 钢的回火硬度曲线

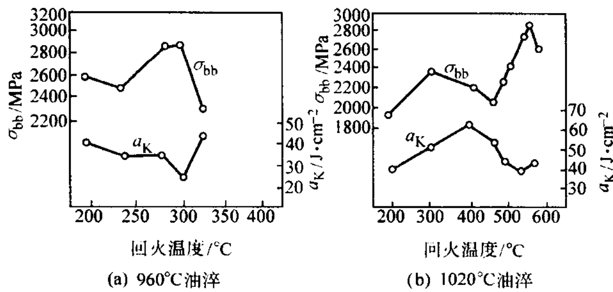


图 13.5-76 不同淬火温度下、回火温度对 Cr4W2MoV 钢力学性能的影响

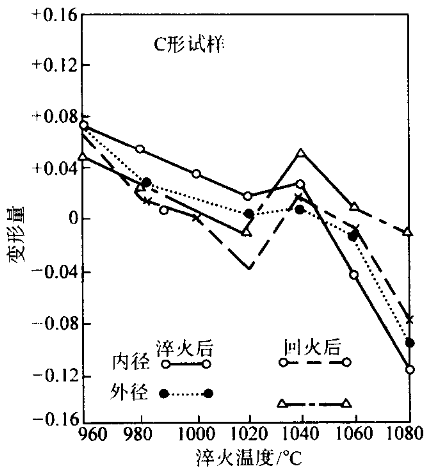


图 13.5-77 淬火、回火温度对 Cr4W2MoV 钢变形量的影响

表 13.5-53 Cr4W2MoV 钢推荐的回火工艺参数

淬火温度/℃	回火温度/℃	加热介质	回火次数×保温时间	硬度 HRC
960~980	280~300	油或熔融碱、硝盐，碱或空气炉	3次×1h	60~62
1 020~1 040	500~540			60~62

4.1.7 6Cr4W3Mo2VNb 钢

6Cr4W3Mo2VNb 钢是一种高强韧性的冷作模具钢，成分近似于高速钢的基体成分，属于基体钢。具有高速钢的高硬度和高强度，但无过剩的碳化物，所以比高速钢具有高的韧性和疲劳强度。Nb 的加入可细化晶粒，可提高钢的韧性并改善工艺性能，该钢可用于制作冷挤压模具和冷镦模具。

(1) 化学成分

6Cr4W3Mo2VNb 钢的化学成分见表 13.5-54。

表 13.5-54 6Cr4W3Mo2VNb 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Nb	P	S
0.60/0.70	≤0.40	≤0.40	3.80/4.40	2.50/3.50	0.80/1.20	1.80/2.50	0.20/0.35	≤0.030	≤0.030

(2) 物理性能

6Cr4W3Mo2VNb 钢的临界温度见表 13.5-55。

表 13.5-55 6Cr4W3Mo2VNb 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	810~830	740~760	220	—

(3) 热加工

6Cr4W3Mo2VNb 钢的热加工工艺参数见表 13.5-56。

表 13.5-56 6Cr4W3Mo2VNb 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140~1 180	1 100~1 150	≥900	缓冷
钢坯	1 120~1 150	1 080~1 120	900~850	

(4) 热处理

1) 退火 6Cr4W3Mo2VNb 钢锻后或轧后一般采用等温退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为 (860±10)℃，等温温度一般选 (740±10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。退火后钢的组织为球化珠光体，硬度≤241HB。

2) 淬火 6Cr4W3Mo2VNb 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-78~图 13.5-80。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-57。

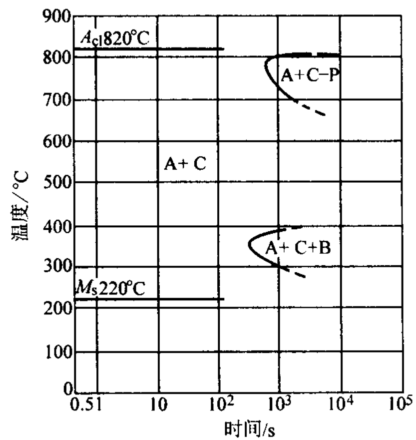


图 13.5-78 6Cr4W3Mo2VNb 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：0.66C，4.08Cr，1.87Mo，1.10V，0.26Nb，0.19Si，0.16Mn 奥氏体化温度 1 160℃

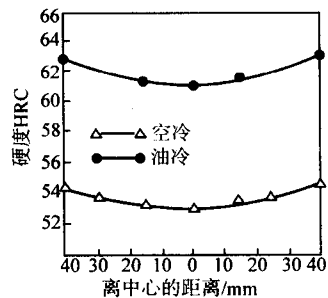


图 13.5-79 6Cr4W3Mo2VNb 钢 φ80 mm×160 mm 试样 1 160℃淬火的硬度分布

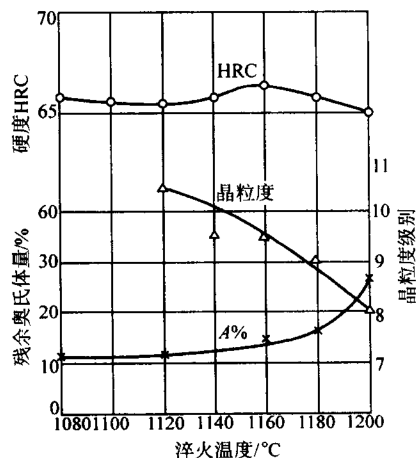


图 13.5-80 6Cr4W3Mo2VNb 钢不同温度淬火后的硬度、晶粒度和残余奥氏体量

表 13.5-57　6Cr4W3Mo2VNb 钢推荐的淬火工艺参数

方案	加热温度/℃	冷却方式	硬度 HRC
Ⅰ	1 080～1 120	空冷或油冷，油温 20～60℃，油冷到150～200℃后空冷	≥61
Ⅱ	1 180～1 190		
Ⅲ	1 120～1 160		

3）回火　6Cr4W3Mo2VNb 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-81～图 13.5-85，推荐的回火工艺参数见表 13.5-58，推荐的表面处理工艺参数见表 13.5-59。

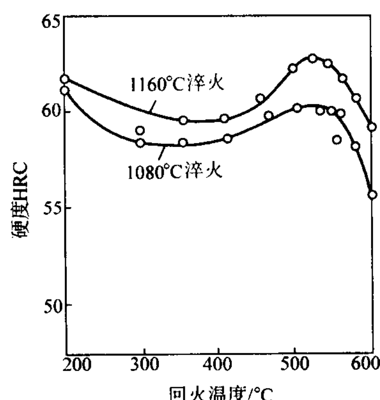


图 13.5-81　6Cr4W3Mo2VNb 钢不同温度回火后的硬度变化

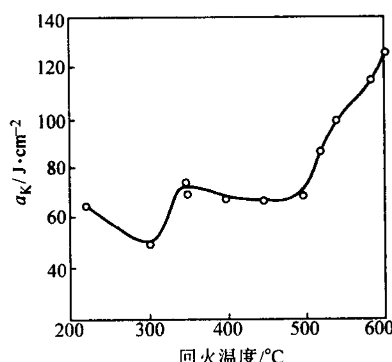


图 13.5-82　6Cr4W3Mo2VNb 钢不同温度回火后的室温冲击韧度

（1 120℃油淬）

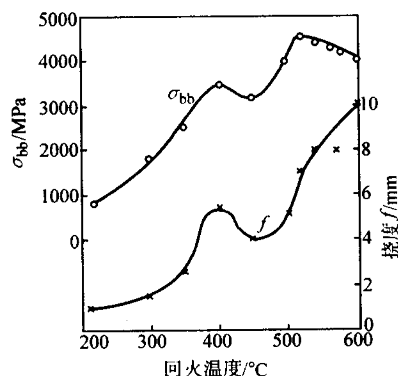


图 13.5-83　6Cr4W3Mo2VNb 钢不同温度回火后的抗弯强度和挠度

（1 120℃油淬）

4.1.8　6W6Mo5Cr4V 钢

6W6Mo5Cr4V 钢属于低碳高速钢类型的冷作模具钢，淬透性良好，具有高速钢的高硬度、高的耐磨性和红硬性，比高速钢具有更高的韧性。该钢通常用于制造冷挤压模具，冷拉模具等。

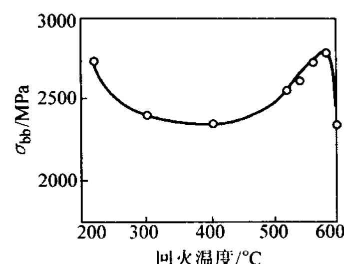


图 13.5-84　不同温度回火后的抗压强度

（1 120℃油淬）

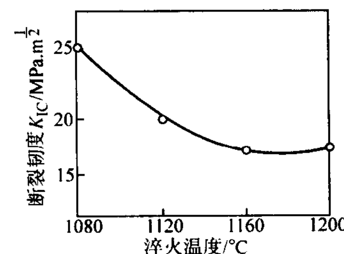


图 13.5-85　不同温度淬火时的断裂韧度

（淬火后，540℃回火）

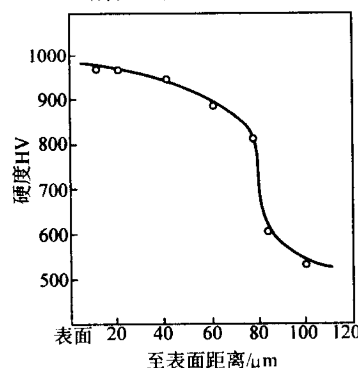


图 13.5-86　6Cr4W3Mo2VNb 氮化层硬度分布曲线

（520℃氮化 1 h，NH_3 流量 0.1 L/min）

表 13.5-58　6Cr4W3Mo2VNb 钢推荐的回火工艺参数

加火温度/℃	加热设备	冷却	回火次数	硬度 HRC
500～540℃	熔融盐浴或空气炉	空气	2次	≥56

表 13.5-59　6Cr4W3Mo2VNb 钢推荐的表面处理工艺参数

热处理制度	氮化介质	扩散层	
		层深/mm	显微硬度 HV
560℃，氮化 1 h	NH_3 流量：0.1 L/min	0.07～0.08	945～1 070

（1）化学成分

6W6Mo5Cr4V 钢的化学成分见表 13.5-60。

表 13.5-60　6W6Mo5Cr4V 钢的化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	P	S
0.55/0.65	≤0.40	≤0.60	3.70/4.30	6.00/7.00	0.70/1.10	4.50/5.50	≤0.030	≤0.030

（2）物理性能

6W6Mo5Cr4V 钢的临界温度见表 13.5-61。

表 13.5-61 6W6Mo5Cr4V 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	820	730	240	—

（3）热加工

6W6Mo5Cr4V 的加热温度范围窄，变形抗力大，另外因钢的导热性差，必须进行缓慢加热和保证透烧时间，锻后注意缓冷，以免发生裂纹。6W6Mo5Cr4V 推荐的热加工工艺参数见表 13.5-62。

表 13.5-62 6W6Mo5Cr4V 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140 ~ 1 180	1 150 ~ 1 100	≥900	红送退火或缓冷
钢坯	1 100 ~ 1 140	1 100 ~ 1 050	≥850	

（4）热处理

1）退火 6W6Mo5Cr4V 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为 (860 ± 10)℃，等温温度一般选 (750 ± 10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度 ≤30℃/h。

2）淬火 6W6Mo5Cr4V 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-87 ~ 图 13.5-90。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-63。

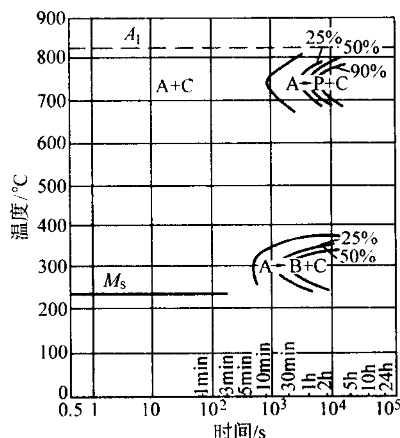


图 13.5-87 6W6Mo5Cr4V 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：0.59C，0.16Si，0.15Mn，4.18Cr，6.26W，5.10Mo，0.94V，0.018P，0.009S 奥氏体化温度 1 200℃，晶粒度 11 - 10 级

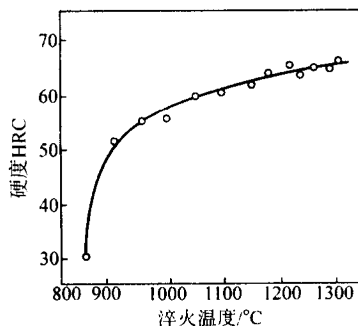


图 13.5-88 6W6Mo5Cr4V 钢淬火温度与硬度的关系

3）回火 6W6Mo5Cr4V 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-91 和图 13.5-92，推荐的回火工艺参数见表 13.5-64。

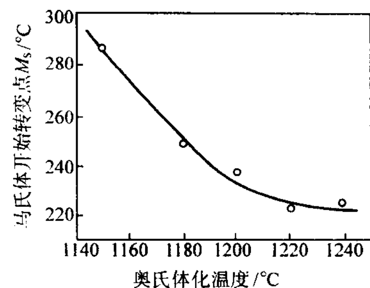


图 13.5-89 奥氏体化温度对 6W6Mo5Cr4V 钢的 M_s 点的影响

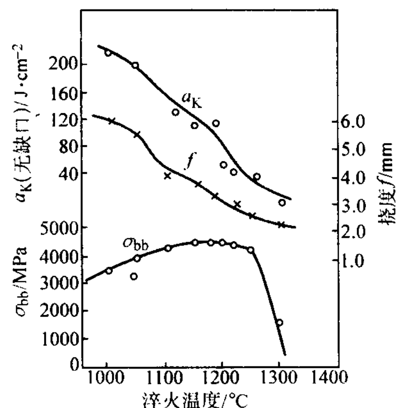


图 13.5-90 淬火温度对力学性能的影响（淬火后经 560℃回火 3 次）

表 13.5-63 6W6Mo5Cr4V 钢推荐的淬火工艺

预热温度/℃	加热温度/℃	加热介质	淬火介质	硬度 HRC
830 ~ 850	1 180 ~ 1 200	熔融盐	油、空气或熔融盐	58 左右

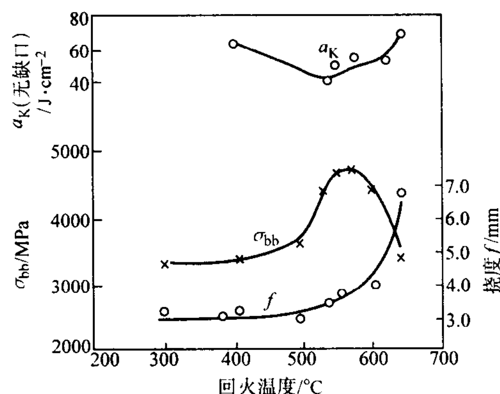


图 13.5-91 1 200℃淬火，不同温度回火三次对 6W6Mo5Cr4V 钢力学性能的影响

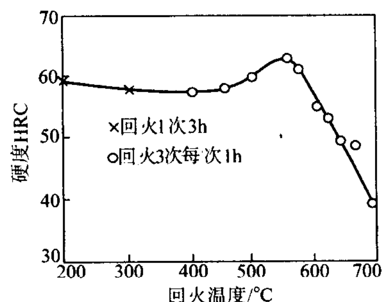


图 13.5-92 1 200℃淬火不同温度回火对 6W6Mo5Cr4V 钢的硬度变化的影响

表 13.5-64　6W6Mo5Cr4V 钢推荐的回火工艺参数

加热介质	回火温度/℃	回火次数	每次回火时间/h	硬度 HRC
空气炉或熔融盐、碱	500 ~ 580	3	1.5	58 ~ 63

4.1.9　9Mn2V

9Mn2V 是一种高碳油淬低合金钢，比非合金钢具有良好的综合性能，淬透性好并且淬火变形小。由于钢中含有一定的钒，细化了晶粒并减小了过热敏感性。该钢适合于制造各种精密量具、样板，也可用于制造尺寸较小的冲模及冷压模、雕刻模、落料模等，还可以制造机床的丝杆等结构件。

(1) 化学成分

9Mn2V 钢的化学成分见表 13.5-65。

表 13.5-65　9Mn2V 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	V	P	S
0.85/0.95	≤0.40	1.70/2.00	0.10/0.25	≤0.030	≤0.030

(2) 物理性能

9Mn2V 钢的临界温度见表 13.5-66。

表 13.5-66　9Mn2V 钢的临界温度　℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
温度（近似值）	730	760	655	690	125	—

(3) 热加工

9Mn2V 钢的热加工的工艺参数见表 13.5-67。

表 13.5-67　9Mn2V 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140 ~ 1 180	1 100 ~ 1 150	800 ~ 850	坑冷或热砂缓冷
钢坯	1 080 ~ 1 120	1 050 ~ 1 100		

(4) 热处理

1) 退火　9Mn2V 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为 (760 ± 10)℃，等温温度一般选 (690 ± 10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度 ≤30℃/h。

2) 淬火　9Mn2V 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-93 ~ 图 13.5-101。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-68。

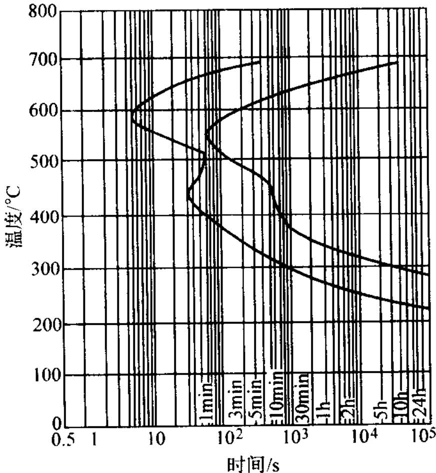


图 13.5-93　9Mn2V 钢的奥氏体等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：0.98C，1.68Mn，0.26Si，0.19V

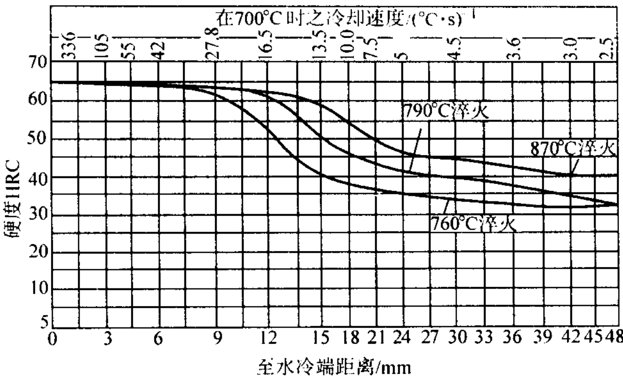


图 13.5-94　9Mn2V 钢的淬透性（末端淬火）

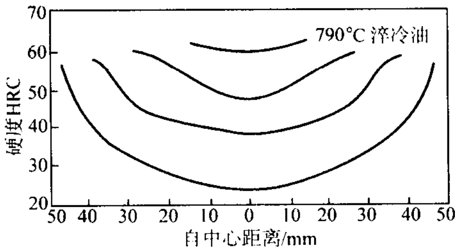


图 13.5-95　9Mn2V 钢的淬火硬化层（790℃油淬）

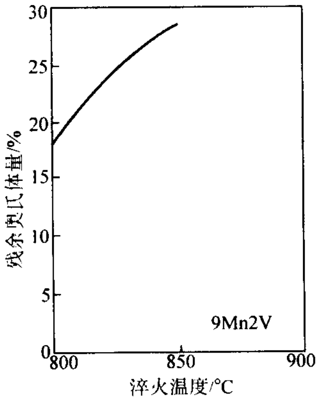


图 13.5-96　淬火温度对 9Mn2V 钢残留奥氏体量的影响

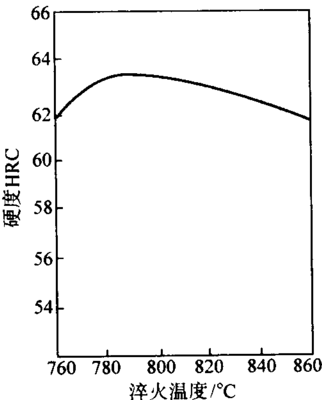


图 13.5-97　淬火温度对 9Mn2V 钢硬度的影响

3) 回火　9Mn2V 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-100 ~ 图 13.5-104，推荐的回火工艺参数见表 13.5-69。

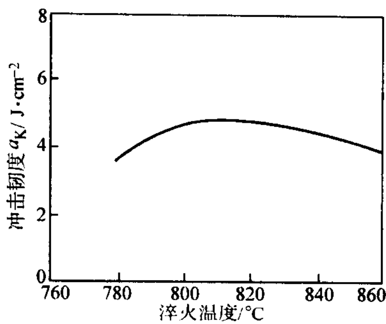


图 13.5-98　淬火温度对 9Mn2V 钢冲击韧度的影响

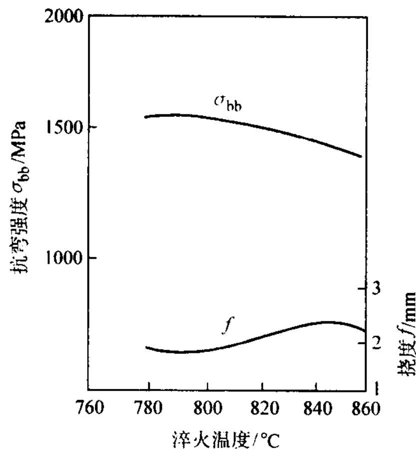


图 13.5-99　9Mn2V 钢抗弯强度和挠度与淬火温度的关系

表 13.5-68　钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
1 180 ~ 1 200	油	≥62

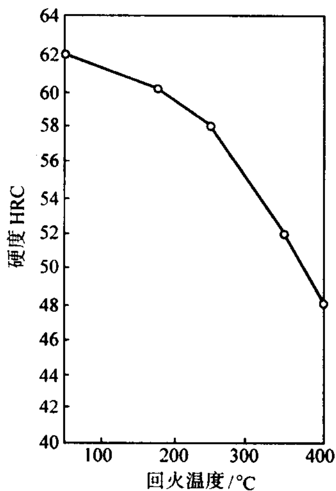


图 13.5-100　9Mn2V 钢回火硬度与回火温度的关系

4.1.10　9SiCr

9SiCr 是一种专用刀具钢，也用于机床附件和冷作模具，例如压印模、滚齿模、搓丝板等，此外还用于制造冷轧辊、矫正辊和细长杆件等。由于钢中硅和铬的共同作用，使钢材的淬透性提高，油冷淬火的临界直径的 25 ~ 43 mm 之间。该钢的主要缺点是脱碳倾向大。

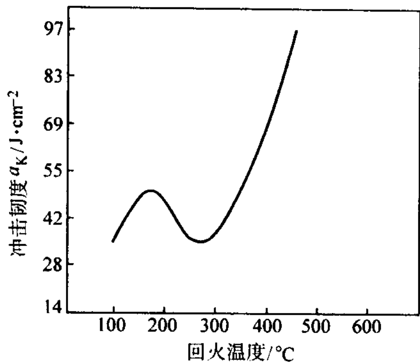


图 13.5-101　回火温度对 9Mn2V 钢冲击韧度的影响

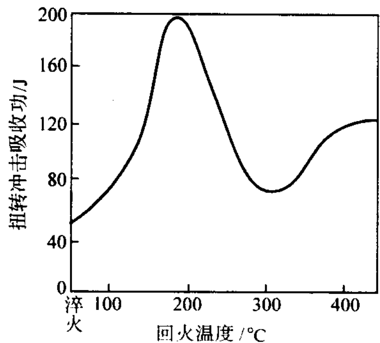


图 13.5-102　回火温度对 9Mn2V 钢扭转冲击功的影响

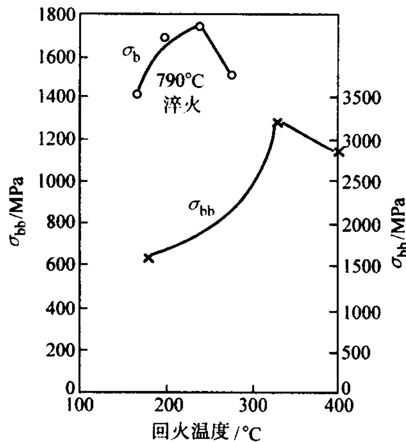


图 13.5-103　不同回火温度对 9Mn2V 钢抗拉强度和抗弯强度的影响
试验钢的化学成分（质量分数）(%)：0.91C，1.87Mn，0.34Si，0.18V；790℃油淬

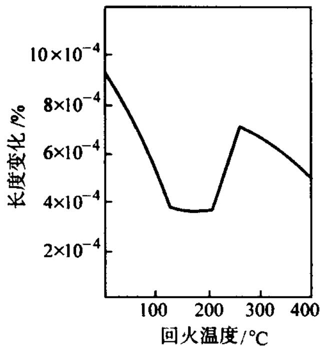


图 13.5-104　回火温度对 9Mn2V 钢的长度尺寸变化的影响

表 13.5-69　9Mn2V 钢推荐的回火工艺参数

回火温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
150～200	空气	60～62

（1）化学成分

9SiCr 钢的化学成分见表 13.5-70。

表 13.5-70　9SiCr 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	P	S
0.85/0.95	1.20/1.60	0.30/0.60	0.95/1.25	≤0.030	≤0.030

（2）物理性能

密度：7.80 g/cm^3；

矫顽力：H_c = 795.8 A/m；

饱和磁感：B_s = 1.78～1.82 T；

9SiCr 钢的临界温度见表 13.5-71。

表 13.5-71　9SiCr 钢的临界温度　℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
温度（近似值）	770	870	730	690	170	—

（3）热加工

9SiCr 钢的热加工工艺参数见表 13.5-72。

表 13.5-72　9SiCr 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 150～1 200	1 100～1 150	800～880	缓冷
钢坯	1 100～1 150	1 050～1 100	850～800	

（4）热处理

1）退火　9SiCr 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（780 ± 10）℃，等温温度一般选（710 ± 10）℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。有时为了细化过热钢的晶粒和消除碳化物网，应进行正火处理，在正火处理时，把钢材加热到 910～920℃保温一段时间后空冷，正火后的硬度为 321～415HB。9SiCr 钢退火后的相成分、硬度和组织见 13.5-73。

表 13.5-73　9SiCr 钢退火后的硬度及组织

硬度及组织		相成分/%		
未退火	退火	铁素体	碳化物	碳化物形式
321～415HB，组织：托氏体＋索氏体	197～241HB，组织：球化体	87.3～85.8	12.7～14.2	Fe_3C

2）淬火　9SiCr 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-105～图 13.5-115，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-74。

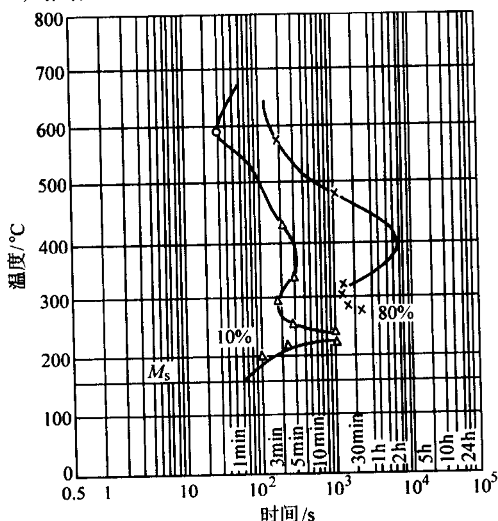


图 13.5-105　9SiCr 钢的等温转变曲线
（奥氏体化温度 875℃）

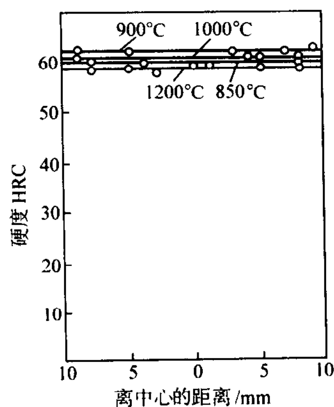


图 13.5-106　9SiCr 钢经不同温度淬火试样沿直径上的硬度分布

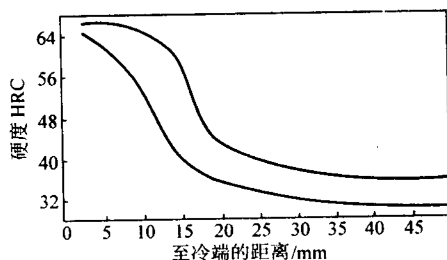


图 13.5-107　9SiCr 钢的淬透性曲线

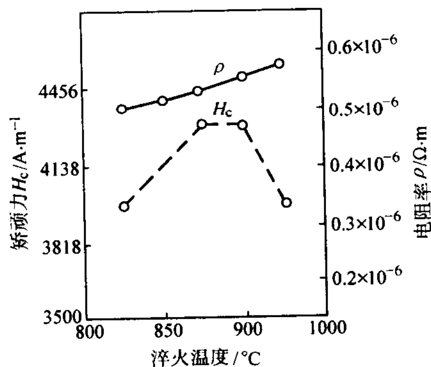


图 13.5-108　9SiCr 钢淬火温度与物理性能的关系

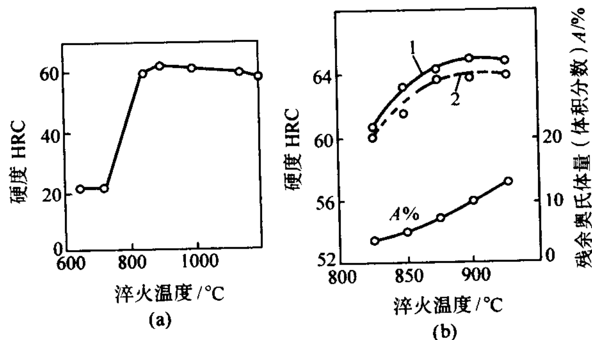


图 13.5-109　9SiCr 钢淬火温度与硬度及残余奥氏体量的关系
1—油冷；2—硝盐冷

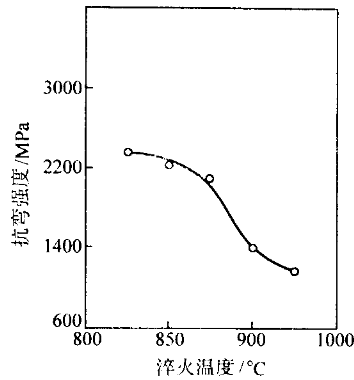


图 13.5-110 9SiCr 淬火温度与力学性能的关系

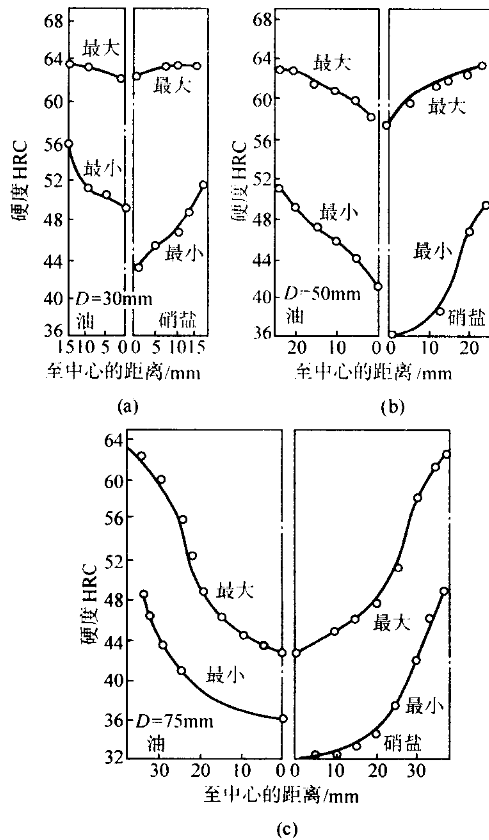


图 13.5-111 9SiCr 钢不同直径试样淬火后的硬度分布曲线

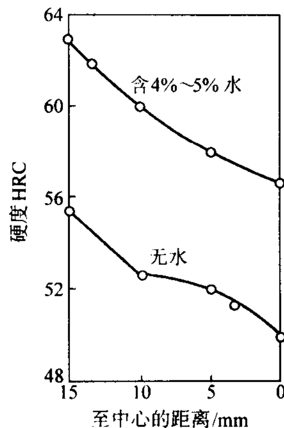


图 13.5-112 9SiCr 钢沿试样直径方向的硬度变化

（冷却介质为 50% $NaNO_3$ + 50$NaNO_2$，温度为 160~180℃）

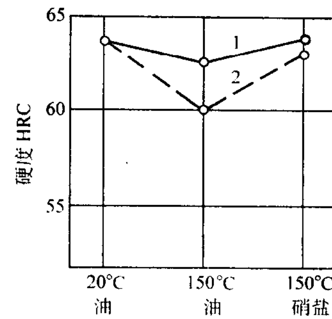


图 13.5-113 冷却介质对淬火硬度的影响

（800~880℃加热，在不同温度介质中冷却；

150℃介质中停留 3 min 后空冷，1—直径 15mm；2—直径 20mm）

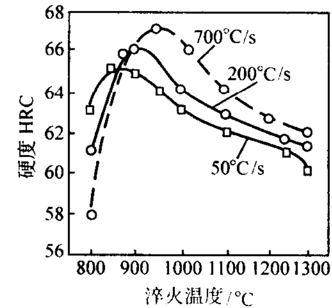


图 13.5-114 高频加热淬火时不同温度淬火的（表面层）硬度变化曲线

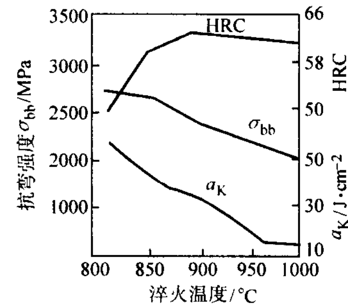


图 13.5-115 9SiCr 钢经不同温度淬火在 160℃回火后的力学性能

表 13.5-74 9SiCr 钢推荐的淬火工艺参数

方案	淬火温度/℃	冷却			硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	延续时间或（温度）	
Ⅰ	860~880	油	20~40	至油温	62~65
Ⅱ		油	80~140	至 150~200℃	62~65
Ⅲ		熔融硝盐或碱中	150~200	3~5 min	61~63
Ⅳ			150~200	30~60 min	59~62

3）回火 9SiCr 钢的有关回火温度曲线示于图13.5-115~图 13.5-121，不同回火温度下的力学性能见 13.5-75，推荐的回火工艺参数见表 13.5-76。

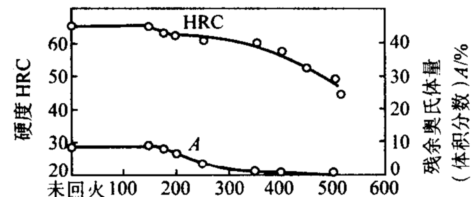


图 13.5-116 9SiCr 钢回火温度与硬度及残余奥氏体量的关系

（870℃淬火，油冷，回火 1 h）

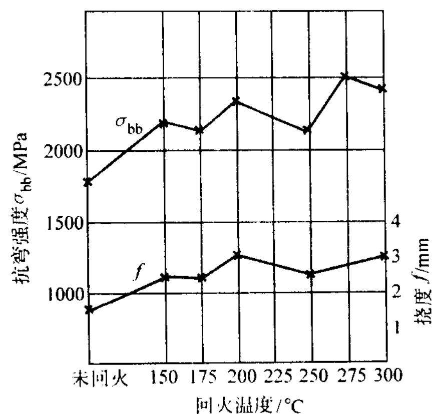


图 13.5-117　9SiCr 钢抗弯强度与回火温度的关系

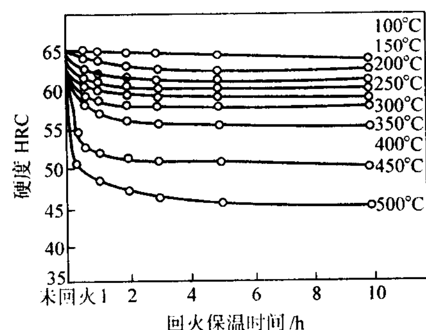


图 13.5-118　9SiCr 钢回火保温时间与硬度的关系
（淬火温度 870℃，油冷）

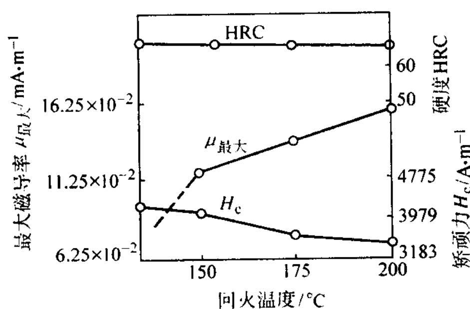


图 13.5-119　9SiCr 钢回火温度与物理性能的关系
（淬火温度 860℃，原始组织为球化组织）

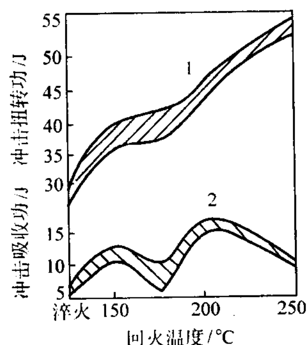


图 13.5-120　9SiCr 钢回火温度对冲击韧性的影响
淬火温度 870℃；1—冲击弯曲；2—冲击扭转

4.1.11 9CrWMn

低合金冷作模具钢 9CrWMn 具有一定的淬透性和耐磨性，碳化物均匀且颗粒细小，淬火变形小，但易出现碳化物网状不合格，一般用于各种量轨、量具等和截面小的冷冲模具。

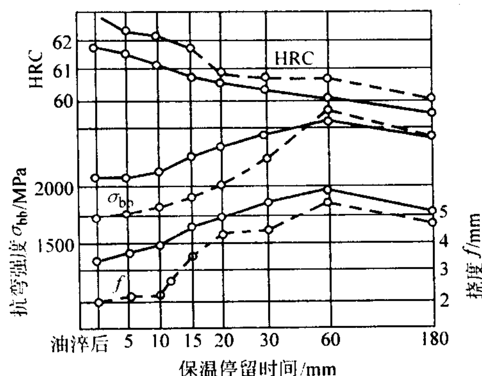


图 13.5-121　9SiCr 钢在 875℃加热后于 160℃等温停留不同时间后空冷的力学性能（实线）及经 180℃回火 60 min 后的力学性能（虚线）

表 13.5-75　9SiCr 钢在不同温度条件下的力学性能

试验温度	拉伸				压缩	扭转			冲击韧度	硬度
	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	σ_{bc}	M_K/	ϕ	L	a_K/	HB
	MPa		%		MPa	N·m	/(°)		J·cm^{-2}	
20	456	805	26.2	54.2	3 610	155	435	7.7	40	243
220	330	722	21.9	47.7	2 660	141	396	6.9	90	218
400	335	635	32.0	63.4	1 830	144	332	6.6	100	213
600	176	207	51.5	76.8	1 900	64	1 990	32.9	90	172
700	85	100	58.0	77.2		27	2 270	39.5	150	53
750	73	102	59.3	68.4	223				370	44.6
800	67	87	70.6	62.5	265	12	3 300	57.4	360	29.3
850	46	67	51.0	48.3	230				320	33.6
900	42	52	39.7	30.2	265	11.5	2 250	39.2	280	22.7
1 000	24	30	22.0	26.7		7.5	935	16.3	222	19.0
1 100	15	20	41.5	53.0		4	1 390	24.2	158	7.4
1 200	6	11	87.0	100.0					106	4.2
1 250	7	9.7	56.5	100.0					77	
1 300	6	7	46.5	87.0						

表 13.5-76　9SiCr 钢推荐的回火工艺参数

回火目的	加热温度/℃	加热介质	硬度 HRC
消除应力，稳定组织	140 ~ 160	油、硝盐或碱	62 ~ 65
	160 ~ 180		62 ~ 63
	180 ~ 200		60 ~ 62
	200 ~ 220		58 ~ 62

（1）化学成分

9CrWMn 钢的化学成分见表 13.5-77。

表 13.5-77　9CrWMn 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	W	P	S
0.85/0.95	≤0.40	0.90/1.20	0.50/0.80	0.50/0.80	≤0.030	≤0.030

（2）物理性能

9CrWMn 钢的临界温度见表 13.5-78。

表 13.5-78 9CrWMn 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
温度（近似值）	750	900	700	—	205	—

（3）热加工

9CrWMn 钢的热加工工艺参数见表 13.5-79。

表 13.5-79 9CrWMn 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 150 ~ 1 200	1100 ~ 1 150	≥850	缓冷
钢坯	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100		

（4）热处理

1）退火　9CrWMn 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（780±10)℃，等温温度一般选（690±10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。有时为了细化过热钢的晶粒和消除碳化物网，进行正火处理。

2）淬火　9CrWMn 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-122 和图 13.5-123，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-80。

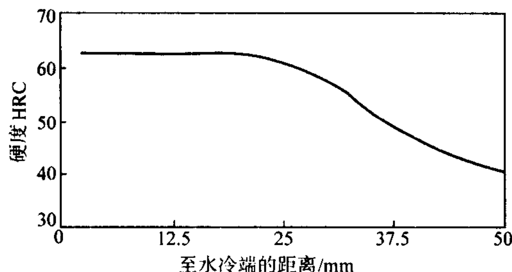


图 13.5-122 9CrWMn 钢的淬透性曲线

（试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.93C，1.12Mn，0.66Cr，0.72W，830℃加热端淬）

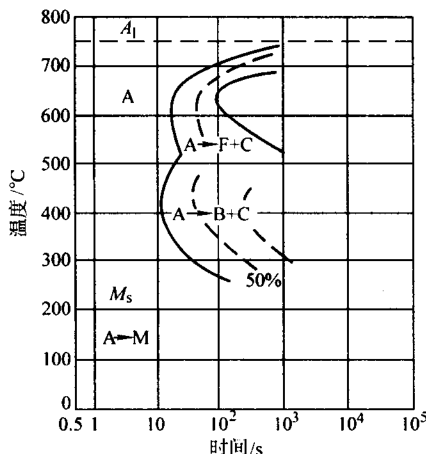


图 13.5-123 9CrWMn 钢的等温转变曲线

表 13.5-80 9CrWMn 钢推荐的淬火工艺参数

预热温度/℃	淬火温度/℃	冷却			硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	冷却	
650	820 ~ 840	油	20 ~ 60	至油温	64 ~ 66

3）回火　9CrWMn 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-124，推荐的回火工艺参数见表 13.5-81。

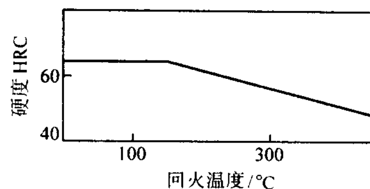


图 13.5-124 9CrWMn 钢的回火硬度曲线

表 13.5-81 9CrWMn 钢的回火工艺参数

加热温度/℃	加热介质	冷却介质	硬度 HRC
160 ~ 180	油	空气	≥61
170 ~ 230	油	空气	60 ~ 62
230 ~ 275	油或碱水	空气	56 ~ 60

4.1.12 CrWMn

CrWMn 钢具有较高的淬透性，该钢经淬火低温回火后比 9SiCr钢含有更多的过剩碳化物和具有更高的硬度及耐磨性。此外，由于 W 元素有利于保存细小的晶粒，从而使钢获得较好的韧性。但耐磨性较Cr5Mo1V钢差。该钢对形成网状碳化物比较敏感，这种网状碳化物的存在，使工具刃部有剥落的危险，所以在热加工后应进行正火。CrWMn钢一般用来制造在工作时切削刃口不剧烈变热的工具和淬火时要求不变形的量具和刃具，例如制作刀、长丝锥、长绞刀、专用铣刀、板牙和其他类型的专用工具及切削软的非金属材料的刀具。

（1）化学成分

CrWMn 钢的化学成分见表 13.5-82。

表 13.5-82 CrWMn 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	W	P	S
0.90/1.05	0.15/0.35	0.80/1.20	0.90/1.20	1.20/1.60	≤0.030	≤0.030

（2）物理性能

饱和磁感：B_s：1.82 ~ 1.86 T；

电阻率约为：$0.24\times10^{-6}\Omega\cdot m$；

CrWMn 钢的临界温度见表 13.5-83。

表 13.5-83 CrWMn 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
温度（近似值）	750	940	710	—	—	—

（3）加热工

CrWMn 钢的热加工工艺参数见表 13.5-84。

表 13.5-84 CrWMn 钢的热加工工艺参数

项目	开锻温度/℃	加热温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 150 ~ 1 200	1 100 ~ 1 150	880 ~ 800	先空冷后缓冷
钢坯	1 100 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	800 ~ 850	

（4）热处理

1）退火　CrWMn 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（780±10)℃，等温温度一般选（690±10)℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h，去应力退火的温度为（690±10)℃。CrWMn 钢退火后的相成分、硬度和显微组织见表 13.5-85。正火处理的温度一般为（980±10)℃，空冷。

表 13.5-85 CrWMn 钢退火组织与硬度

硬度及组织		相成分/%		
未退火	退火	铁素体	碳化物	碳化物形式
388 ~ 514HB，组织：托氏体 + 索氏体	207 ~ 255HB，组织：球化体	84 ~ 86	14 ~ 14.2	Fe_3C

2）淬火　CrWMn 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-125 ~ 图 13.5-128，推荐的淬火工艺参数及冷处理情况见表 13.5-86 和表 13.5-87。

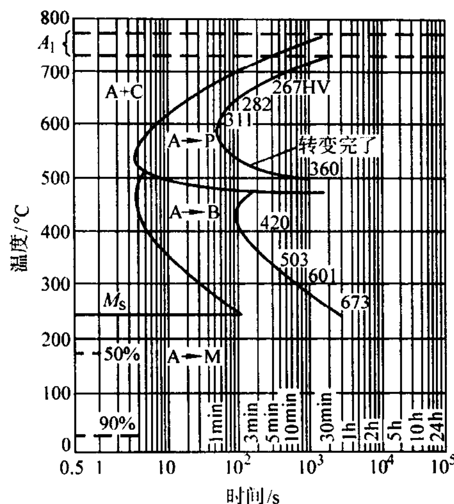


图 13.5-125 CrWMn钢的奥氏体等温转变曲线

(试验钢的化学成分(质量分数)(%):1.03C,0.28Si,0.97Mn,1.05Cr,1.15W,0.13Ni)

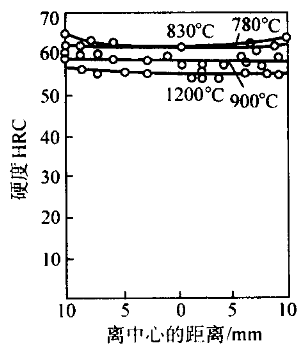


图 13.5-126 CrWMn钢的淬透性曲线

(经不同淬火温度冷却后、沿试样直径的硬度变化)

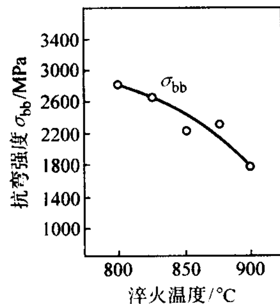


图 13.5-127 CrWMn钢淬火温度与力学性能的关系

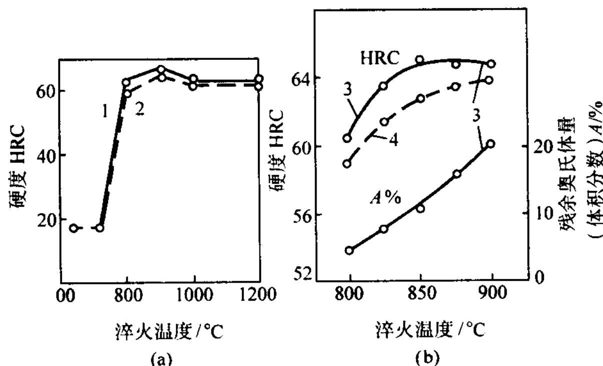


图 13.5-128 CrWMn钢淬火温度与硬度及残余奥氏体量的关系

试样直径为20mm;1—试样表面硬度;2—试样中心硬度;3—油冷;4—硝盐冷

表 13.5-86 CrWMn钢推荐的淬火工艺

方案	淬火温度/℃	冷却				硬度HRC
		介质	介质温度/℃	延续时间或(温度)	冷却到20℃	
Ⅰ	820~840	油	20~40	至油温	空冷	63~65
Ⅱ		油	90~140	至150~200℃		63~65
Ⅲ	830~850	熔融硝盐或碱中	150~160	3~5 min		62~64

注:1. 方案Ⅱ和Ⅲ用于形状复杂、要求变形小的工件。

2. 直径和厚度大于50 mm的工件,液火温度可提高到850~870℃

表 13.5-87 CrWMn钢冷处理

淬火方案	冷却温度/℃	用途	硬度增量ΔHRC	备注
Ⅰ~Ⅲ	-70	高精度工具,尺寸稳定性高	0~1	冷处理应在淬火后1 h内进行

3)回火 CrWMn钢的有关回火温度曲线示于图13.5-129和图13.5-130,推荐的回火工艺参数见表13.5-88。

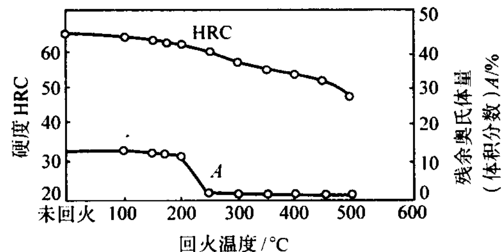


图 13.5-129 CrWMn钢回火温度与硬度及残余奥氏体量的关系

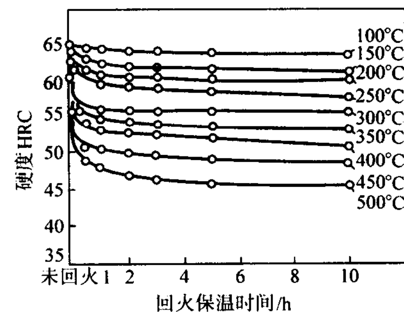


图 13.5-130 CrWMn钢回火硬度与回火时间的关系

表 13.5-88 CrWMn钢推荐的回火工艺参数

方案	回火目的	加热温度/℃	加热介质	硬度HRC
Ⅰ	消除应力,稳定组织和尺寸	140~160	油、硝盐、碱	62~65
		170~200		60~62
		230~280		55~60
Ⅱ	消除应力,降低硬度	参看注2	硝盐、碱、空气炉	—

注:1. 高精度(1~2 μm)工件在粗磨加工后,应当进行再次回火。

2. 获得低于56HRC硬度的回火规范,按图13.5-130进行。

3. 高于200~250℃温度回火时,不用冷处理即可保证产品的尺寸稳定性。

4.1.13 7CrSiMnMoV

7CrSiMnMoV是一种火焰淬火冷作模具钢,淬火温度范围宽,过热敏感性小,可用火焰淬火加热。该钢具有淬透性良好,空冷即可淬硬,硬度达到62~64HRC,淬火操作方便,成本低,空冷变形小等优点。

(1) 化学成分

7CrSiMnMoV 钢的化学成分见表 13.5-89。

表 13.5-89 7CrSiMnMoV 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0.65/0.75	0.85/1.15	0.65/1.05	0.90/1.20	0.20/0.50	0.15/0.30	≤0.030	≤0.030

(2) 物理性能

7CrSiMnMoV 的物理性能见表 13.5-90 和表 13.5-91。

表 13.5-90 7CrSiMnMoV 钢的临界温度 ℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	A_{rm}	M_s	M_f
温度（近似值）	776	843	694	732	211	—

表 13.5-91 7CrSiMnMoV 钢的线胀系数

温度/℃	11~100	11~200	11~300	11~400	11~500	11~600
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}\cdot K^{-1}$	12.7×	13.2×	13.5	14.0	14.3	14.0

(3) 热加工

7CrSiMnMoV 钢的热加工工艺参数见表 13.5-92。

表 13.5-92 7CrSiMnMoV 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 150~1 200	1 100~1 150	880~800	缓冷
钢坯	1 100~1 150	1 050~1 100	800~850	

(4) 热处理

1) 退火　7CrSiMnMoV 钢锻后或轧后一般采用等温退火或连续冷却退火，等温退火的奥氏体化加热温度一般为（850±10）℃，等温温度一般选（690±10）℃。保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。

2) 淬火　7CrSiMnMoV 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-131。关于性能见表 13.5-93～表 13.5-97，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-97。

表 13.5-93 7CrSiMnMoV 钢加热温度、保温系数与奥氏体晶粒度的关系

加热温度/℃	保温系数/s·mm⁻¹	奥氏体晶粒度级别
800	30	6.0~6.5
940	30	6.0~6.0
880	20	6.0
880	50	5.5~6.0
940	60	5.0

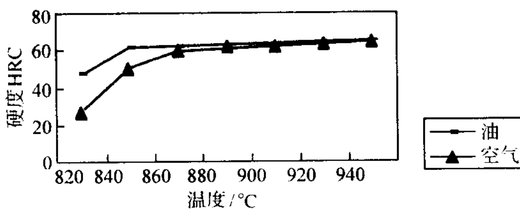


图 13.5-131 加热温度和冷却方式对 7CrSiMnMoV 钢硬度的影响

表 13.5-94 7CrSiMnMoV 不同淬火温度下的马氏体组织

淬火温度/℃	金相组织	马氏体级别
820	隐针马氏体+少量托氏体	1.0
840	隐针马氏体+少量托氏体	1.5
860	细针马氏体+少量托氏体	2.0
880	细针马氏体	2.0
900	细针马氏体	3.0
920	细针马氏体	3.0
940	细针马氏体	3.5

表 13.5-95 7CrSiMnMoV 钢淬火温度与力学性能的关系

淬火温度/℃	σ_{bb}/MPa	a_K/J·cm⁻²	硬度 HRC
820	3 380	85	47~48
840	3 410	87	60~61
880	3 520	94	62~63
900	3 560	105	62~63
920	3 480	98	63~64
960	3 320	89	62~63

表 13.5-96 7CrSiMnMoV 钢奥氏体含量与淬火温度的关系

淬火温度/℃	850	900	950	1 000
奥氏体含量/%	3.35	4.58	4.95	5.35

表 13.5-97 7CrSiMnMoV 钢推荐的淬火工艺

淬火温度/℃	冷却方式
860~920	油冷或空冷

3) 回火　7CrSiMnMoV 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-132 和图 13.5-133，回火温度与力学性能的关系见表 13.5-98、推荐的回火工艺参数见表 13.5-99。

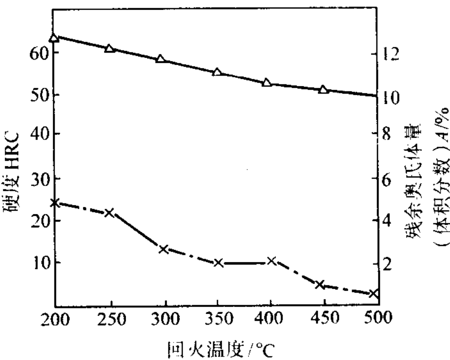


图 13.5-132 回火温度对 7CrSiMnMoV 钢的硬度及残余奥氏体量的影响

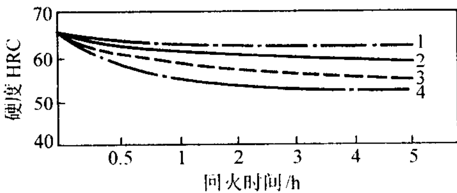


图 13.5-133 回火保温时间对 7CrSiMnMoV 钢硬度的影响

1—200℃；2—250℃；3—300℃；4—350℃

表 13.5-98 7CrSiMnMoV 钢的回火温度与力学性能的关系

回火温度/℃	σ_{bb}/MPa	a_K/J·cm⁻²	硬度 HRC
180	3 560	105	62
200	3 510	102	62
250	3 200	116	61
300	3 110	118	59
350	3 020	128	57
400	2 860	139	54
450	2 670	151	52
500	2 600	163	50

表 13.5-99　7CrSiMnMoV 钢推荐的回火工艺

回火温度/℃	冷却方式	硬度 HRC
160~200	空气	58~62

4.1.14　6CrW2Si

6CrW2Si 钢由于含有一定的钨，淬火时能保持较细的晶粒，回火状态下具有较高的韧性。6CrW2Si 钢比 5CrW2Si 钢和 4CrW2Si 钢具有更高的淬火硬度和一定的高温硬度。该钢一般用于耐冲击工具，例如风动工具、凿子和冲击模具、冷剪切刀片、冲裁切边用凹模、空气锤用工具等。

(1) 化学成分

6CrW2Si 钢的化学成分见表 13.5-100。

表 13.5-100　6CrW2Si 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	W	P	S
0.55/0.65	0.50/0.80	≤0.40	1.00/1.30	2.20/2.70	≤0.030	≤0.030

(2) 物理性能

钢的临界温度见表 13.5-101。

表 13.5-101　6CrW2Si 钢的临界温度　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
温度（近似值）	775	810	280	—

(3) 热加工

6CrW2Si 钢的热加工的工艺参数见表 13.5-102。

表 13.5-102　6CrW2Si 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 170~1 200	1 100~1 180	≥850	缓冷
钢坯	1 150~1 170	1 100~1 140	≥800	

(4) 热处理

1) 退火　6CrW2Si 钢锻后或轧后一般采用连续冷却退火，奥氏体化加热温度一般为 (810±10)℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定；在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。退火前后的硬度和组织见表 13.5-103。

表 13.5-103　6CrW2Si 钢退火前后的硬度和组织

未退火状态		退火状态	
硬度 HB	组织	硬度 HB	组织
415~321	托氏体	285~229	粒状珠光体+少量碳化物

2) 淬火　6CrW2Si 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-134 和图 13.5-135。推荐的淬火工艺参数见表 13.5-104。

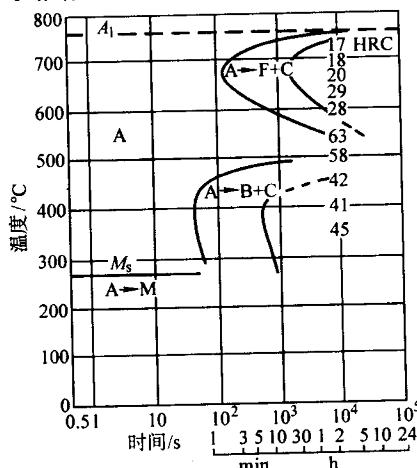


图 13.5-134　6CrW2Si 钢的等温转变曲线
（试验用钢成分（质量分数）(%)：0.58C，0.55Si，0.32Mn，1.27Cr，2.25W，0.23Ni）

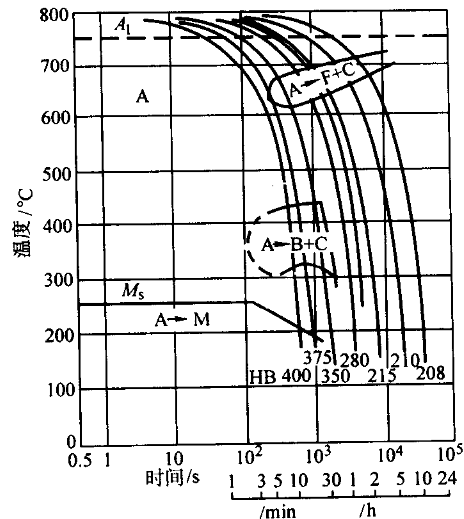


图 13.5-135　6CrW2Si 钢的连续冷却转变曲线
（试验用钢成分（质量分数）(%)：0.58C，0.55Si，0.32Mn，1.27Cr，0.23Ni，2.25W）

表 13.5-104　6CrW2Si 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却			硬度 HRC
	介质	介质温度/℃	冷却至油温	
860~900	油	20~40		≥57

3) 回火　6CrW2Si 钢的有关回火温度曲线示于图 13.5-136~13.5-141，推荐的回火工艺参数见表 13.5-105。

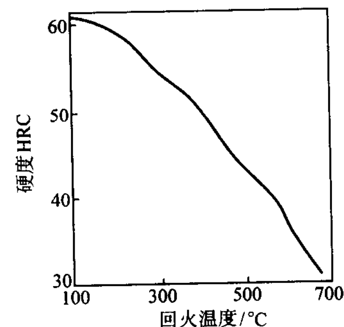


图 13.5-136　6CrW2Si 钢的回火硬度曲线

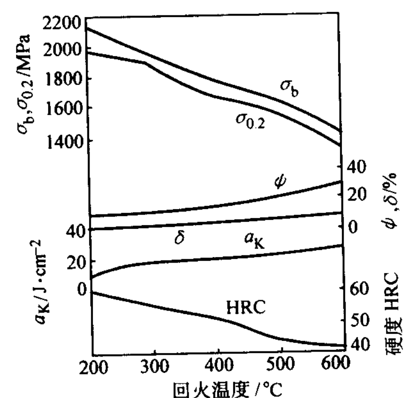


图 13.5-137　6CrW2Si 钢经 880℃加热油淬后在回火温度保持 2 h 后的力学性能

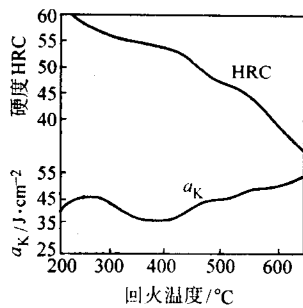


图 13.5-138 6CrW2Si 钢的回火温度与韧性和硬度的关系

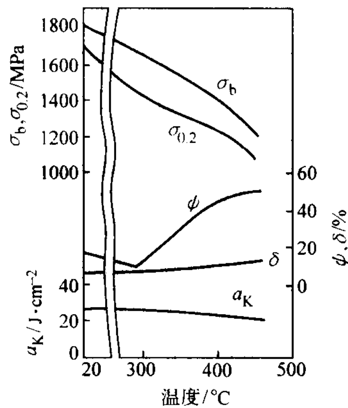


图 13.5-139 6CrW2Si 钢经 880℃加热油淬在 450℃的高温力学性能

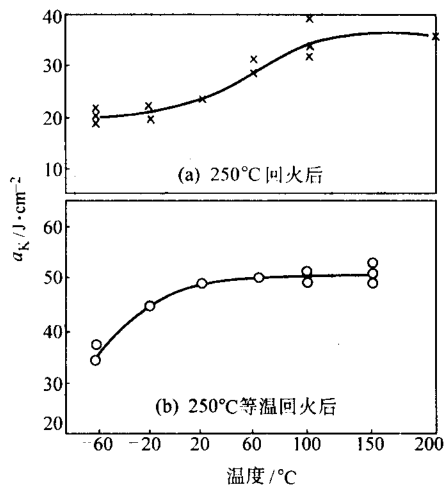


图 13.5-140 6CrW2Si 钢不同温度回火的冲击韧度

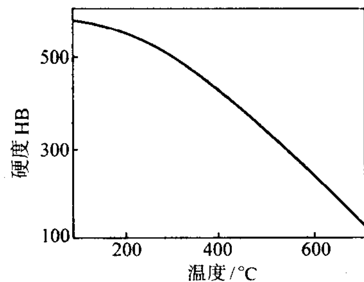


图 13.5-141 6CrW2Si 钢经 900～925℃加热淬油后在不同温度回火后的硬度

表 13.5-105 6CrW2Si 钢的回火工艺

用 途	回火温度/℃	加热介质	冷却介质	硬度HRC
消除应力，稳定组织	200～250	油或熔融碱	空气	53～58
降低硬度，消除应力	430～470	空气或熔融碱、硝盐	空气	45～58

4.2 热作模具钢

4.2.1 5CrMnMo

热作模具钢 5CrMnMo 是常用的锤锻模用钢，淬透性稍差，在高温工作状态下，其耐热疲劳性能也较 5CrNiMo 差。该钢适合于制造要求具有较高强度和高耐磨性的各种类型的锻模（边长≤400 mm）。

（1）化学成分

5CrMnMo 钢常见的化学成分见表 13.5-106。

表 13.5-106 5CrMnMo 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
0.50/0.60	0.25/0.60	1.20/1.60	0.60/0.90	0.15/0.30	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

5CrMnMo 钢的临界点温度见表 13.5-107。

表 13.5-107 5CrMnMo 钢的临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	710	760	650	220

（3）热加工

5CrMnMo 的热加工工艺参数见表 13.5-108。

表 13.5-108 5CrMnMo 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140～1 180	1 100～1 150	800～880	缓冷
钢坯	1 000～1 150	1 050～1 100	800～850	

（4）热处理

1）退火 5CrMnMo 钢锻后一般采用等温退火或连续冷却退火，奥氏体化加热温度一般为（860±10)℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸进行选择。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（680±10)℃，退火后一般硬度在 197～241HB。在锻模翻新退火时加热温度一般采用（730±10)℃，冷却到450℃左右后空冷。

2）淬火 5CrMnMo 钢的奥氏体等温转变曲线示于图 13.5-142，硬度、推荐的淬火工艺参数见表 13.5-109。

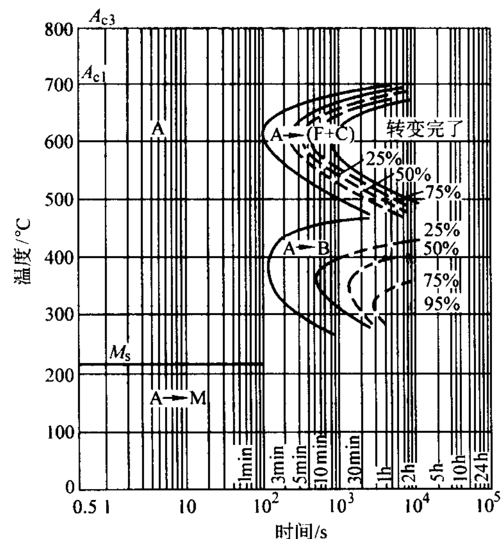


图 13.5-142 5CrMnMo 钢的奥氏体等温转变曲线

表 13.5-109　5CrMnMo 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却			淬火硬度 HRC
	介质	温度/℃	冷却	
820 ~ 850	油	150 ~ 180	至 150 ~ 180℃后小型模具空冷，大中型模具立即回火	52 ~ 58

注：1. 中型锻模采用加热温度的上限，小型锻模采用加热温度的下限。
2. 为了减小模具淬火后的应力和变形，淬火时最好先空冷至 740 ~ 760℃，然后油冷，冷至 150 ~ 180℃左右，取出并立即退火。

3）回火　5CrMnMo 钢的有关回火曲线示于图 13.5-143 ~ 图 13.5-145，推荐的回火工艺参数见表 13.5-110。

4.2.2　5CrNiMo

5CrNiMo 钢具有较高的强度、韧性和耐磨性，在加热到 500℃时仍能保持 300HB 左右的硬度，在 600℃比室温的力学性能下降很少。由于含有钼元素，钢对回火脆性并不敏感。该钢具有良好的淬透性，300 mm × 400 mm × 300 mm 的模块，经 820℃淬火和 560℃回火后，整个断面的硬度几乎相同，所以用来制造大、中型锻造模具。该钢易形成白点，须严格控制冶炼工艺和锻轧后的冷却。

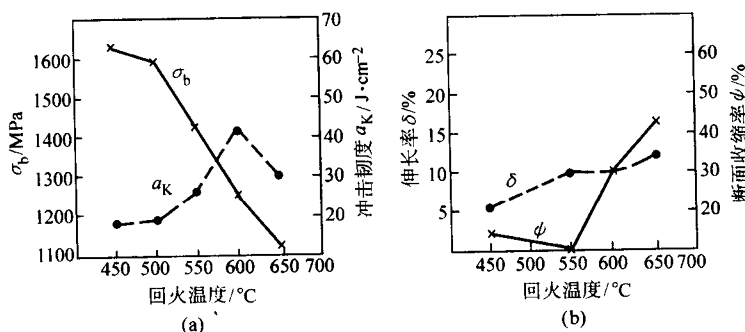


图 13.5-143　5CrMnMo 钢常温力学性能与回火温度的关系

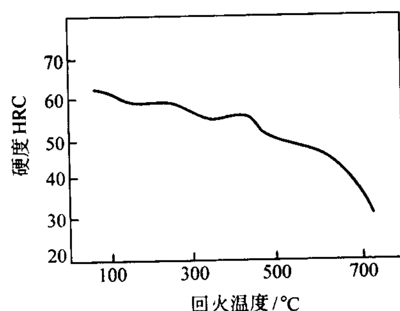


图 13.5-144　5CrMnMo 钢回火温度与硬度的关系

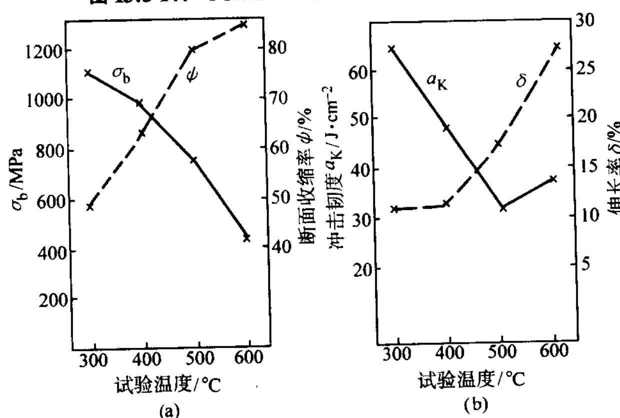


图 13.5-145　5CrMnMo 钢的高温力学性能
（淬火温度 850℃，空冷；回火温度 600℃）

表 13.5-110　5CrMnMo 钢推荐的回火工艺参数

方案	用途		加热温度/℃	加热介质	硬度 HRC
Ⅰ	模具工作部分	小型锻模	490 ~ 510	煤气炉或电炉	41 ~ 47
		中型锻模	520 ~ 540		38 ~ 41
Ⅱ	模具燕尾部分	小型锻模	600 ~ 620	煤气炉或电炉	35 ~ 39
		中型锻模	620 ~ 640		34 ~ 37

（1）化学成分

5CrNiMo 钢常见的化学成分见表 13.5-111。

表 13.5-111　5CrNiMo 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.50 /0.60	≥0.35	0.50 /0.80	0.50 /0.80	1.40 /1.80	0.15 /0.30	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

5CrNiMo 钢的临界点温度见表 13.5-112。5CrNiMo 钢的线胀系数见表 13.5-113。

表 13.5-112　5CrNiMo 钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	710	770	680	—

表 13.5-113　5CrNiMo 钢的线胀系数

温度/℃	100 ~ 200	250 ~ 300	350 ~ 600	600 ~ 700
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	12.55	14.1	14.2	15

（3）热加工

5CrNiMo 钢的热加工工艺参数见表 13.5-114。

表 13.5-114　5CrNiMo 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140 ~ 1 180	1 100 ~ 1 150	800 ~ 880	缓冷
钢坯	1 000 ~ 1 150	1 050 ~ 1 100	800 ~ 850	

（4）热处理

1）退火　5CrNiMo 钢锻后一般采用等温退火或连续冷却退火，奥氏体化加热温度一般为（860 ± 10）℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度 ≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（680 ± 10）℃，退火后一般硬度在 197 ~ 241HB，退火后的组织和硬度见表 13.5-115。

表 13.5-115　5CrNiMo 钢退火后的组织与硬度

硬度		组织	
压痕直径/mm	HB	未退火	退火
3.9 ~ 4.3	241 ~ 197	托氏体 + 马氏体	珠光体 + 铁素体

2）淬火　5CrNiMo钢的有关淬火曲线示于图13.5-146～图13.5-148，硬度、推荐的淬火工艺参数见表13.5-116。

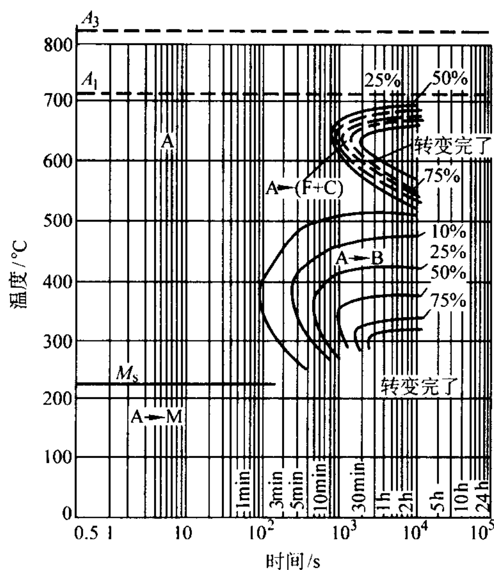


图13.5-146　5CrNiMo钢的奥氏体等温转变曲线

试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.55C，0.87Cr，1.80Ni，0.23Mo，0.87Mn，0.30Si；奥氏体化温度870～880℃

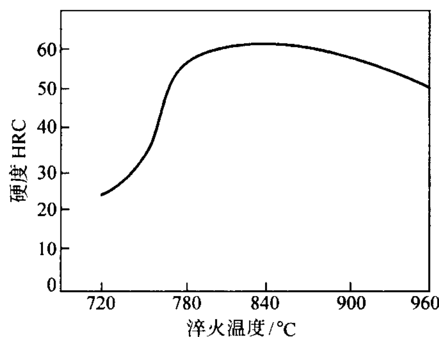


图13.5-147　淬火温度对5CrNiMo钢硬度的影响

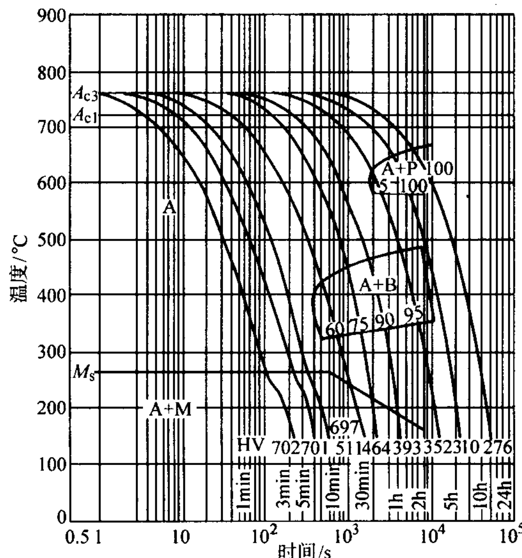


图13.5-148　5CrNiMo钢的奥氏体连续等温转变曲线

试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.52C，0.32Si，0.69Mn，0.66Cr，1.63Ni，0.23Mo，0.01P，0.08S；原始状态：退火，奥氏体化温度880℃，保温20 min

表13.5-116　5CrNiMo钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却			淬火硬度
	介质	温度/℃	延续	HRC
830～860	油	20～60	至150～180℃立即回火	53～58

注：1. 中型锻模采用加热温度的上限，小型锻模（边长200～300 mm以下）采用加热温度的下限。

2. 为了减小模具淬火后的应力和变形，淬火时最好先空冷至740～760℃，然后油冷，冷至150～180℃左右取出并立即进行退火。

3. 对大型模具应先在600～650℃的加热炉中预热，热透后再使炉温升高。

3）回火　5CrNiMo钢的有关回火曲线示于图13.5-149～图13.5-154，推荐的回火工艺参数见表13.5-117。

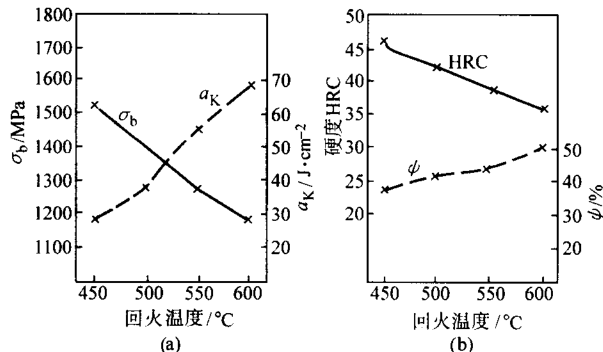


图13.5-149　5CrNiMo钢常温力学性能与回火温度的关系（840℃淬火）

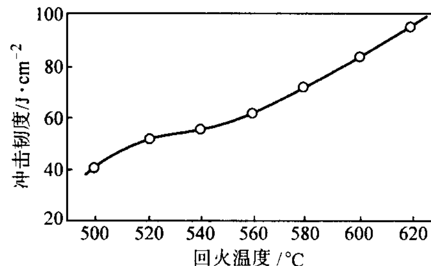


图13.5-150　5CrNiMo钢的回火温度与冲击韧性的关系

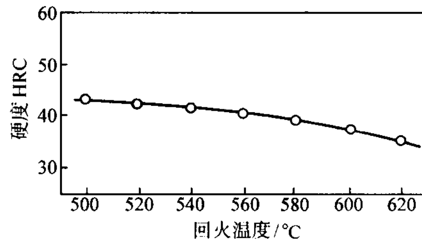


图13.5-151　5CrNiMo钢回火温度与回火硬度的关系

（880℃奥氏体化15 min，油冷）

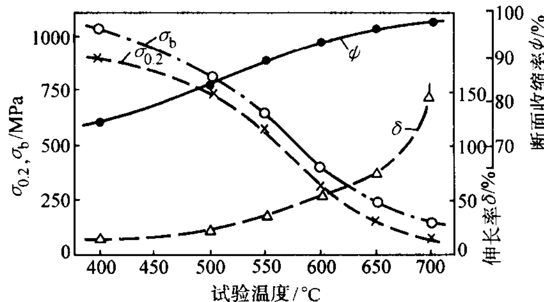


图13.5-152　5CrNiMo钢的高温力学性能

试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.52C，0.32Si，0.69Mn，1.63Ni，0.66Cr，0.23Mo；热处理后硬度HRC41.2

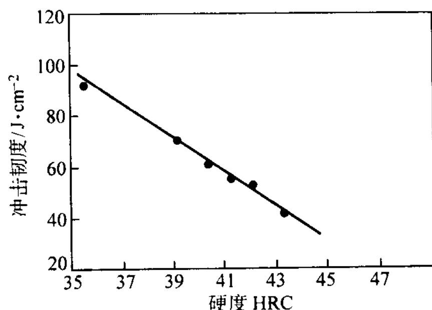


图 13.5-153　5CrNiMo 钢冲击韧度与硬度的关系

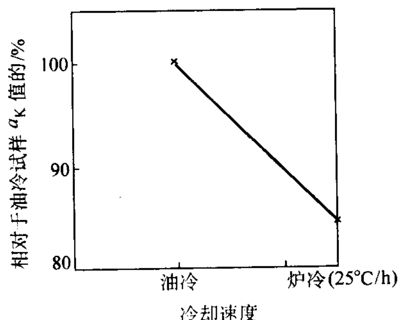


图 13.5-154　5CrNiMo 钢回火后冷却速度对冲击韧度的影响

表 13.5-117　5CrNiMo 钢推荐的回火工艺参数

方案	用途		加热温度/℃	加热介质	硬度 HRC
Ⅰ	模具工作部分	小型锻模	490～510	煤气炉或电炉	44～47
		中型锻模	520～540		38～42
		大型锻模	560～580		34～37
Ⅱ	模具燕尾部分	小型锻模	640～660	煤气炉或电炉	30～35
		中型锻模	620～640		34～37

4.2.3　5Cr2NiMoVSi

新型热作模具钢 5Cr2NiMoVSi 钢比 5CrNiMo 钢具有更高的淬透性。钢在加热时过热倾向比较小，热处理的温度范围比较宽，具有良好的热稳定性和热疲劳性能。该钢适合于制造大截面的热锻模。

（1）化学成分

5Cr2NiMoVSi 钢常见的化学成分见表 13.5-118。

表 13.5-118　5Cr2NiMoVSi 钢的化学成分

（质量分数）　　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S
0.46/0.53	0.60/0.90	0.40/0.60	1.54/2.00	0.80/1.20	0.80/1.20	0.30/0.50	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

热导率（室温）λ：33.5 W/（m·K）；

定压比热容（室温）c_p：501.6 J/（kg·K）；

5Cr2NiMoVSi 钢的临界点温度见表 13.5-119。

表 13.5-119　5Cr2NiMoVSi 钢的临界点　　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	750	874	751	623	243

（3）热加工

5Cr2NiMoVSi 钢的热加工工艺参数见表 13.5-120。

表 13.5-120　5Cr2NiMoVSi 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 160～1 200	1 100～1 160	850～900	缓冷
钢坯	1 100～1 160	1 050～1 100		

（4）热处理

1）退火　5Cr2NiMoVSi 钢锻后一般采用等温退火，奥氏体化加热温度一般为（800±10）℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（710±10）℃。该钢模块锻后须及时退火，以防止白点的产生。

2）淬火　5Cr2NiMoVSi 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-155 和图 13.5-156，不同截面的试样心部淬火残余奥氏体量和碳化物数量及类型见表 13.5-121，硬度、推荐的淬火工艺参数见表 13.5-122。

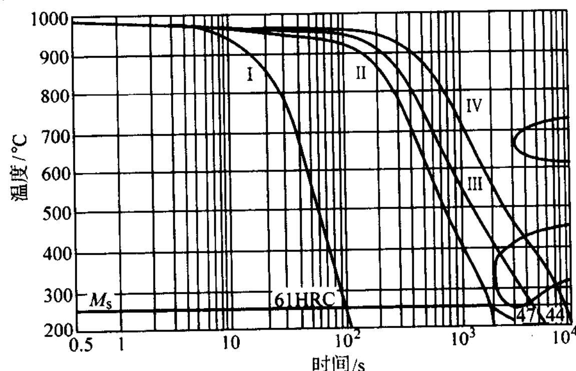


图 13.5-155　5Cr2NiMoVSi 钢不同截面心部的冷却曲线

Ⅰ—截面 10 mm×10 mm；Ⅱ—截面 200 mm×200 mm；Ⅲ—截面 300 mm×300 mm；Ⅳ—500 mm×500 mm

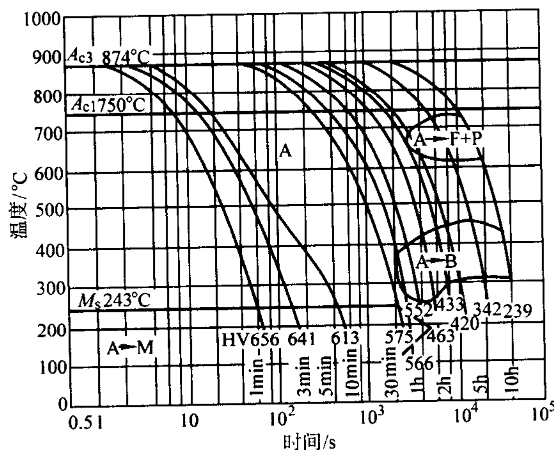


图 13.5-156　5Cr2NiMoVSi 钢的连续冷却转变曲线

试验用钢化学成分（质量分数）(%)：C0.47，Cr1.87，Ni0.9，Mo0.99，V0.39，Si0.79，Mn0.49，S0.009，P0.012，原始状态，退火球状珠光体，奥氏体化温度 985℃，20 min，晶粒度 9～10 级

表 13.5-121　5Cr2NiMoVSi 钢不同截面心部残余奥氏体量和碳化物数量

状　态		退火态	淬火态		
			10 mm×10 mm	300 mm×300 mm	500 mm×500 mm
碳化物	质量/%	6.79	1.87	2.42	3.56
	类型	M_3C，$M_{23}C_6$，M_6C，MC	M_3C，MC	M_3C，$M_{23}C_6$，M_6C，MC	M_3C，$M_{23}C_6$，M_6C，MC
残余奥氏体量/%		—	9.3	23.1	29.6

注：上述 3 种截面试样均在 985℃淬火油冷。

表 13.5-122　5Cr2NiMoVSi 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却介质	淬火硬度 HRC
960～1 010	油	54～61

3）回火　5Cr2NiMoVSi 钢的有关回火曲线示于图 13.5-157～图 13.5-160，推荐的回火工艺参数见表 13.5-123。

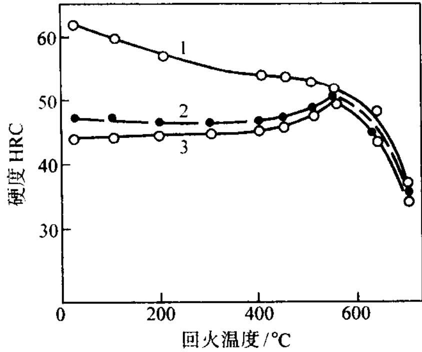


图 13.5-157　回火温度对不同截面 5Cr2NiMoVSi 钢硬度的影响

1—截面为 10 mm×10 mm；
2—截面为 300 mm×300 mm；3—截面为 500 mm×500 mm

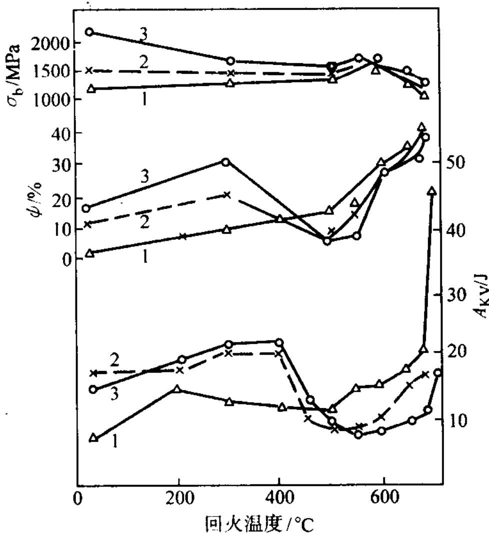


图 13.5-158　5Cr2NiMoVSi 不同截面钢材的室温力学性能与回火温度的关系

1—截面为 10 mm×10 mm；
2—截面为 300 mm×300 mm；3—截面为 500 mm×500 mm

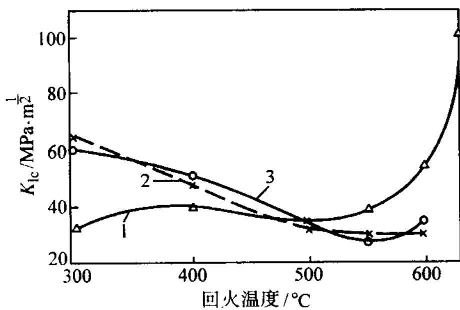


图 13.5-159　5Cr2NiMoVSi 不同截面钢材的室温断裂韧度与回火温度的关系

1—截面为 10 mm×10 mm；
2—截面为 300 mm×300 mm；3—截面为 500 mm×500 mm

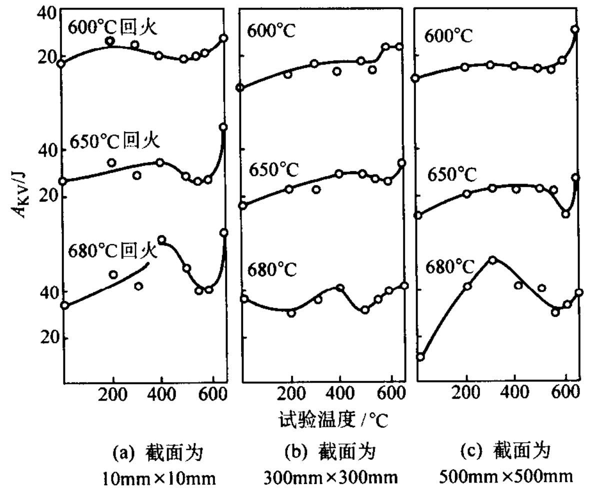


图 13.5-160　试验温度、回火温度及冷却速度对 5Cr2NiMoVSi 钢冲击吸收功的影响

表 13.5-123　5Cr2NiMoVSi 钢推荐的回火工艺参数

回火温度/℃	硬度 HRC
600～680	48～35

4.2.4　4Cr5MoSiV

4Cr5MoSiV 是一种较常用的热作模具钢，该钢在中温条件下具有良好的韧性和较好的热强性、热疲劳性能和一定的耐磨性。该钢属于空冷淬硬钢，具有热处理变形小的优点。通常用于制造铝铸件用的压铸模、热挤压模、穿孔用的工具、芯棒、压机锻模、塑料模等。此外，该钢由于具有良好的中温强度，也用来制造飞机、火箭等耐 400～500℃工作温度的结构件。

（1）化学成分

4Cr5MoSiV 钢常见的化学成分见表 13.5-124。

表 13.5-124　4Cr5MoSiV 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0.33/0.43	0.80/1.20	0.20/0.50	4.75/5.50	1.10/1.60	0.30/0.60	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

密度：7.69 kg/m^3；

比定压热容（20℃）c_p：459.8 J/（kg·K）；

4Cr5MoSiV 钢的其他物理性能见表 13.5-125～表 13.5-128。

表 13.5-125　4Cr5MoSiV 钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	853	912	773	720	310	103

表 13.5-126　4Cr5MoSiV 的线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.0	10.9	11.4	12.2	12.8	13.3	13.6

表 13.5-127　4Cr5MoSi 钢的热导率

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700
热导率 λ /$W·m^{-1}·K^{-1}$	25.9	27.6	28.4	28.0	27.6	26.7	25.9

表 13.5-128　4Cr5MoSiV 钢的弹性模量

温度/℃	20	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa	227	221	216	208	200	192

(3) 热加工

4Cr5MoSiV 钢的热加工工艺参数见表 13.5-129。

表 13.5-129 4Cr5MoSiV 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140~1 190	1 100~1 150	≥900	砂冷或坑冷
钢坯	1 120~1 150	1 070~1 100	900~850	

(4) 热处理

1) 退火 4Cr5MoSiV 钢锻后一般采用连续退火或等温退火，奥氏体化加热温度一般为 (870±10)℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择 (710±10)℃，退火后的硬度为≤229HB。

2) 淬火 4Cr5MoSiV 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-161~图 13.5-164，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-130。

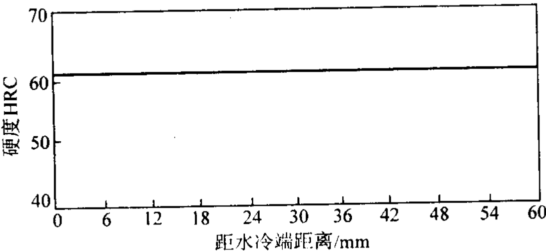


图 13.5-161 4Cr5MoSiV 钢的淬透性曲线

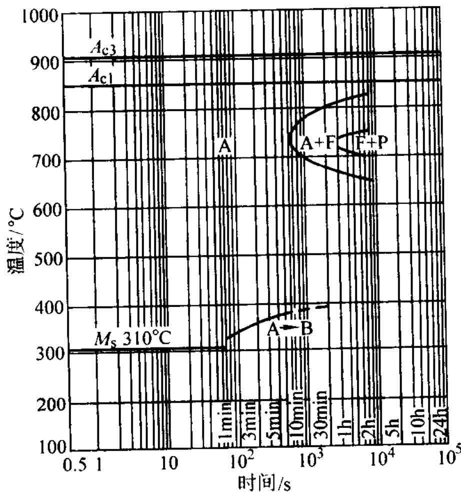


图 13.5-162 4Cr5MoSiV 钢的等温转变曲线

(试验用钢化学成分 (质量分数) (%)：0.40C，1.00Si，0.60Mn，0.003S，0.01P，5.00Cr，1.30Mo，0.40V；原始状态：退火；奥氏体化温度 1 000℃，10 min)

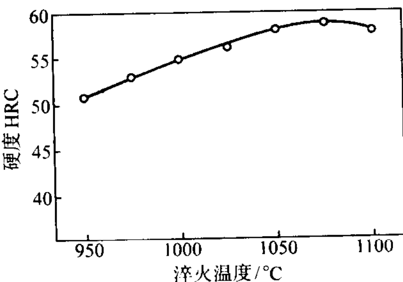


图 13.5-163 4Cr5MoSiV 钢淬火硬度与淬火温度的关系 (空淬)

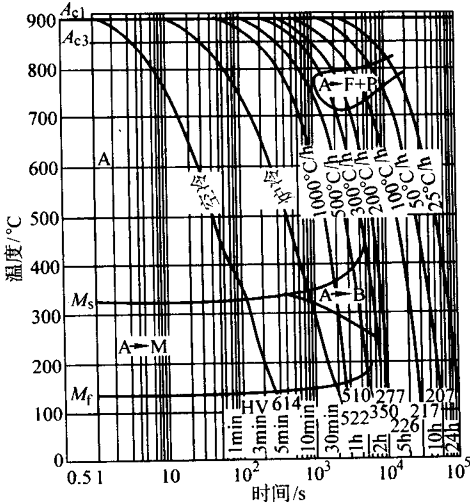


图 13.5-164 4Cr5MoSiV 钢的连续冷却转变曲线

试验用钢化学成分 (质量分数) (%)：0.40C，1.00Si，0.60Mn，0.003S，0.01P，5.00Cr，1.3Mo，0.40V；原始状态：退火；奥氏体化温度 1 000℃，10 min

表 13.5-130 4Cr5MoSiV 钢推荐的淬火工艺

淬火温度/℃	冷却介质	延续	淬火硬度 HRC
1 000~1 030	油或空气	冷至油温	53~55

3) 回火 4Cr5MoSiV 钢的有关回火曲线示于图 13.5-165~图 13.5-169，其疲劳极限见表 13.5-131，推荐的回火工艺参数见表 13.5-132，推荐的表面处理工艺参数见表 13.5-133。

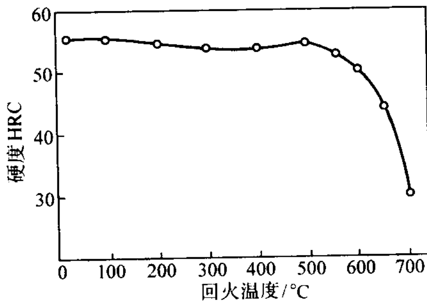


图 13.5-165 4Cr5MoSiV 钢回火温度与硬度的关系

(1 030℃空冷淬火)

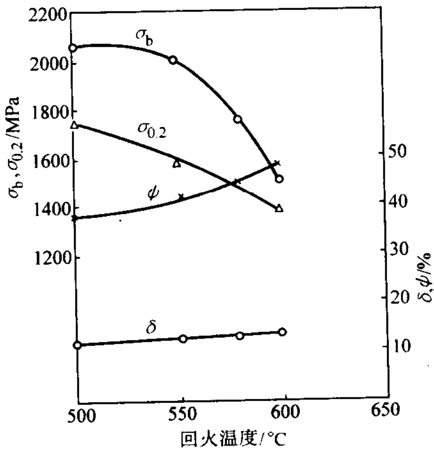


图 13.5-166 4Cr5MoSiV 钢不同温度回火后的拉伸性能

(1 000℃空淬)

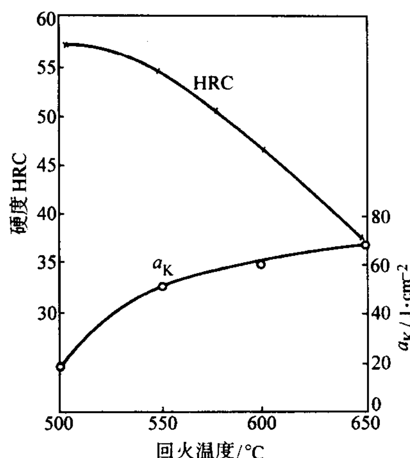


图 13.5-167 4Cr5MoSiV 钢不同温度回火后的冲击韧度与硬度的关系（1 000℃油淬）

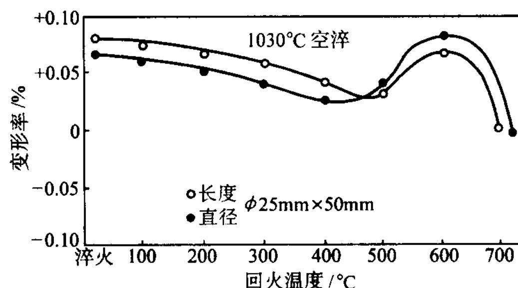


图 13.5-168 4Cr5MoSiV 钢淬火与回火后的尺寸变化

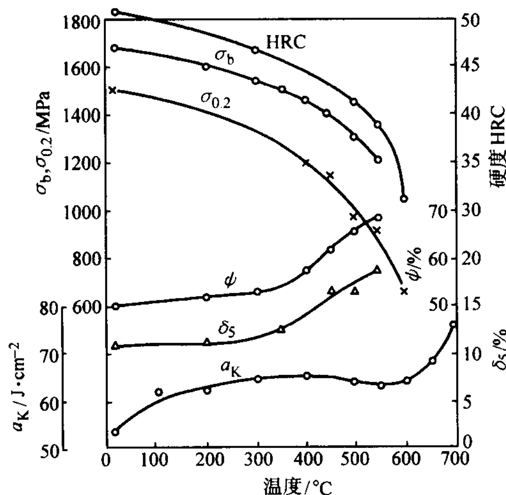


图 13.5-169 4Cr5MoSiV 钢的高温力学性能（1 000℃空淬，580℃回火）

表 13.5-131 4Cr5MoSiV 钢的疲劳极限

试验温度/℃		20	300	400	450	500
疲劳极限/MPa	σ_{-1}	880	680	640	630	610
	σ_{-1k}	570	440	430	—	420

表 13.5-132 4Cr5MoSiV 钢推荐的回火工艺参数

回火温度/℃	设备	冷却	回火次数	硬度 HRC
600 ~ 680	熔融盐浴或空气炉	空冷	2	47 ~ 49

表 13.5-133 4Cr5MoSiV 钢推荐的表面处理工艺参数

工艺	温度/℃	时间/h	介质	扩散层	
				渗层厚度/mm	显微硬度 HV
氰化	560	2	50% KCN + 50% NaCN	0.04	690 ~ 640
	580	8	天然气 + 氨	0.25 ~ 0.30	860 ~ 830
氮化	540	12 ~ 20	氨，a = 30% ~ 60%	0.15 ~ 0.20	760 ~ 550

4.2.5 4Cr5MoSiV1

4Cr5MoSiV1 是国际上通用的热作模具钢，该钢具有良好的韧性和较好的热强性、热疲劳性能和一定的耐磨性。属于空冷淬硬钢，具有热处理变形小的优点。通常用于制造铝铸件用的压铸模，热挤压模、穿孔用的工具、芯棒、压机锻模、塑料模等，还广泛应用于铝、铜及其合金的压铸模具。

(1) 化学成分

4Cr5MoSiV1 钢常见的化学成分见表 13.5-134。

表 13.5-134 4Cr5MoSiV1 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0.32/0.45	0.80/1.20	0.20/0.50	4.75/5.50	1.10/1.75	0.80/1.20	≤0.03	≤0.03

(2) 物理性能

密度：7.8 g/cm^3；

弹性模量 E：2 100 000 MPa；

4Cr5MoSiV1 钢的其他物理性能见表 13.5-135 ~ 表 13.5-137。

表 13.5-135 4Cr5MoSiV1 钢的临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	860	915	815	775	340	215

表 13.5-136 4Cr5MoSiV1 的线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	9.1	10.3	11.5	12.2	12.8	13.3	13.5

表 13.5-137 4Cr5MoSiV1 钢的热导率

温度/℃	25	650
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	32.2	28.8

(3) 热加工

4Cr5MoSiV1 的热加工工艺参数见表 13.5-138。

表 13.5-138 4Cr5MoSiV1 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 140 ~ 1 190	1 100 ~ 1 150	≥900	砂冷或坑冷
钢坯	1 120 ~ 1 150	1 070 ~ 1 100	900 ~ 850	

(4) 热处理

1) 退火 4Cr5MoSiV1 钢锻后一般采用等温退火或连续退火，奥氏体化加热温度一般为（870 ± 10)℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（740 ± 10)℃，退火前后的硬度和组织见表 13.5-139。

表 13.5-139 4Cr5MoSiV1 钢退火前后的硬度与组织

硬度				组织	
未退火		退火后		未退火	退火后
d_{HB}/mm	HB	d_{HB}/mm	HB		
约 2.75	约 500	≥3.9	≤249	索氏体或马氏体	球化珠光体 + 少量碳化物

2）淬火　4Cr5MoSiV1 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-170 和图 13.5-171，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-140。

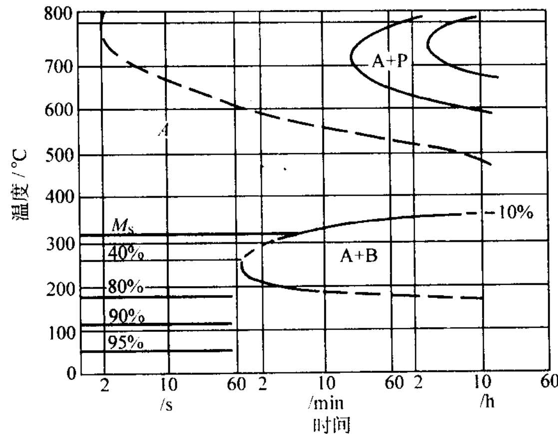


图 13.5-170　4Cr5MoSiV1 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：0.40C，1.05Si，5.0Cr，1.35Mo，1.10V；奥氏体化温度 1 010℃

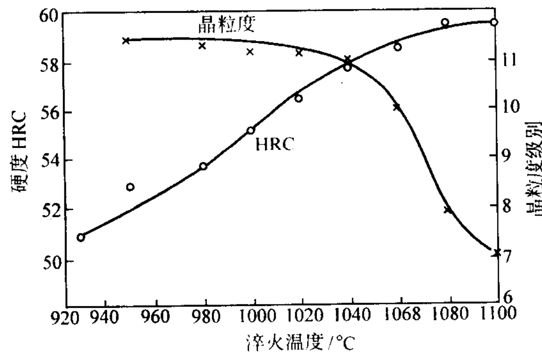


图 13.5-171　4Cr5MoSiV1 钢的淬火温度与晶粒度、硬度的关系

表 13.5-140　4Cr5MoSiV1 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却方式			淬火硬度 HRC
	介质	冷却温度/℃	延续	
1 020 ~ 1 050	油或空气	20 ~ 60	冷却到室温	56 ~ 58

3）回火　4Cr5MoSiV1 钢的有关回火曲线示于图 13.5-172 ~ 图 13.5-175，其疲劳极限见表 13.5-141，推荐的回火工艺参数见表 13.5-142，推荐的表面处理工艺参数见表 13.5-143。

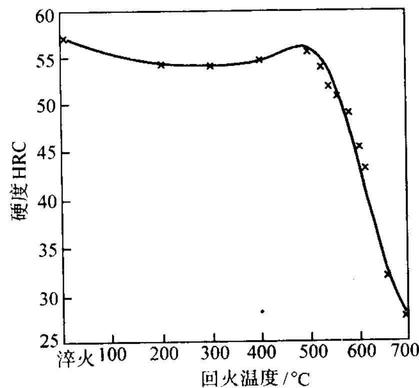


图 13.5-172　4Cr5MoSiV1 钢回火温度与硬度的关系

（1 020℃淬火，回火两次）

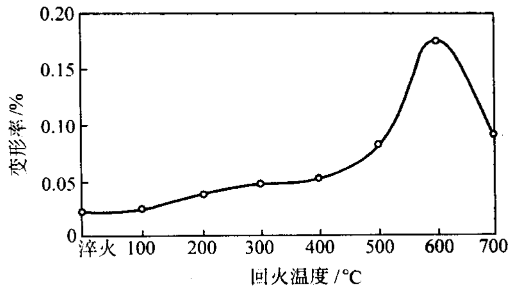


图 13.5-173　4Cr5MoSiV1 钢淬火与回火后的尺寸变化

（1 020℃油淬，回火两次）

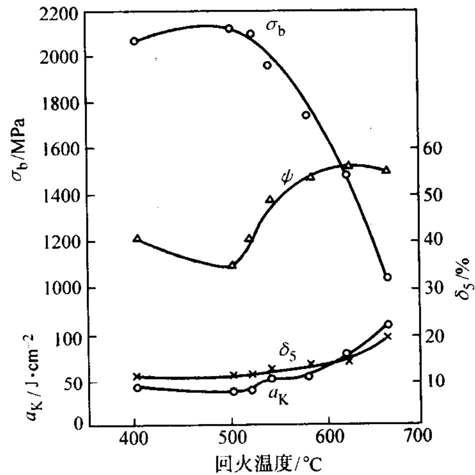


图 13.5-174　4Cr5MoSiV1 钢不同温度回火后的室温力学性能

（1 020℃油淬，回火两次）

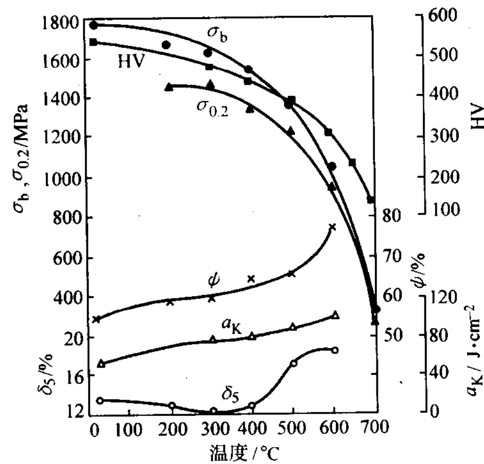


图 13.5-175　4Cr5MoSiV1 钢的高温力学性能

（1 020℃油淬，580℃回火两次）

表 13.5-141　4Cr5MoSiV1 钢的疲劳极限

试验温度/℃		20	540
疲劳极限/MPa	σ_{-1}	730	510
	σ_{-1k}	670	370

表 13.5-142　4Cr5MoSiV1 钢推荐的回火工艺参数

回火温度/℃	设备	冷却	回火次数	硬度 HRC
560 ~ 580	熔融盐浴或空气炉	空冷	2	47 ~ 49

表 13.5-143　4Cr5MoSiV1 钢推荐的表面处理工艺参数

工艺	温度/℃	时间/h	介质	扩散层	
				渗层厚度/mm	显微硬度 HV
氰化	560	2	50% KCN + 50% NaCN	0.04	690 ~ 640
	580	8	天然气 + 氨	0.25 ~ 0.30	860 ~ 830
氮化	530 ~ 550	12 ~ 20	氨，a = 30% ~ 60%	0.15 ~ 0.20	760 ~ 550

4.2.6　3Cr2W8V

3Cr2W8V 钢是较通用的热作模具钢。由于含有较多的碳化物形成元素，在高温下具有高的强度和硬度，在 650℃时硬度可达到 300HB 左右，但该钢韧性较差。该钢在 80 mm 以下时可以淬透。对于表面要求具有高硬度、高耐磨性的大型顶锻模、热压模、平锻机模已经足够了。由于该钢的相变温度较高，抗冷热交变疲劳性能较好。通常用于制造高温下高应力，但不受冲击载荷的凸模、凹模，例如平锻机上用的凸凹模、镶块、铜合金挤压模、压铸用模具；也可供制作同时承受大的压应力、弯曲应力、拉应力的模具，例如反挤压模具等，还可以用作高温下受力的热金属切刀。

（1）化学成分

3Cr2W8V 钢的化学成分见表 13.5-144。

表 13.5-144　4Cr5MoSiV1 钢的化学成分
（质量分数）　　%

C	Si	Mn	Cr	W	V	P	S
0.30 /0.40	≤0.40	≤0.40	2.20 /2.70	7.50 /9.00	0.20 /0.50	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

密度：8.35 g/cm^3；

3Cr2W8V 钢的其他物理性能见表 13.5-145 ~ 表 13.5-149。

表 13.5-145　3Cr2W8V 钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	M_s
温度（近似值）	820 ~ 830	1 100	790	—

表 13.5-146　3Cr2W8V 的线胀系数

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	14.3	14.7	15.6	16.3	16.1	15.2	15.0	28.0

表 13.5-147　3Cr2W8V 钢的热导率

温度/℃	100	200	700	900
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	20.1	22.2	24.3	23.0

表 13.5-148　3Cr2W8V 的比热容

温度/℃	100	200	500	800	900
比热容 c_p/J·kg^{-1}·K^{-1}	468.2	525.5	685.5	1 262.4	660.4

表 13.5-149　3Cr2W8V 钢的电阻率

温度/℃	20	200	500	700	900
电阻率/10^{-6} Ω·m	0.50	0.60	0.80	1.0	1.19

（3）热加工

3Cr2W8V 钢的热加工工艺参数见表 13.5-150。

表 13.5-150　3Cr2W8V 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 150 ~ 1 200	1 100 ~ 1 150	≥900	砂冷或坑冷
钢坯	1 130 ~ 1 160	1 070 ~ 1 120	900 ~ 850	

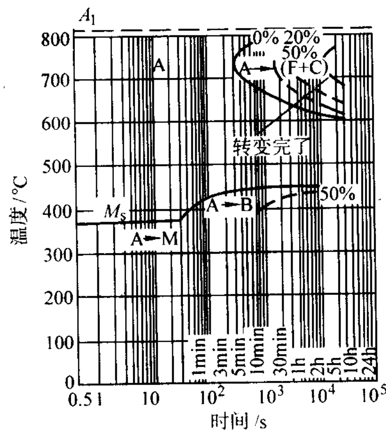
（4）热处理

1）退火　3Cr2W8V 钢锻后一般采用连续退火，奥氏体化加热温度一般为（810 ± 10）℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度 ≤30℃/h；退火后前后的硬度和组织见表 13.5-151。

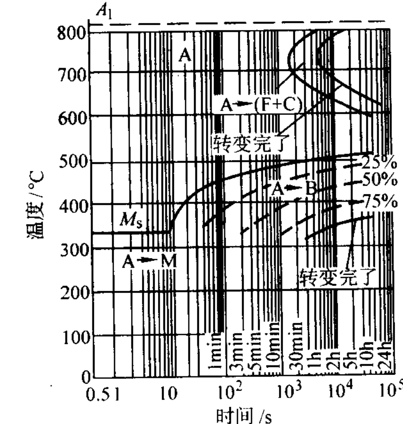
表 13.5-151　3Cr2W8V 钢退火前后的硬度与组织

硬度 HB	显微组织	
	未退火	退火后
207 ~ 255	托氏体 + 马氏体	珠光体 + 碳化物

2）淬火　3Cr2W8V 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-176，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-152。



(a) 试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.30C，2.3Cr，8.78W，0.34V；奥氏体化温度 1120°C



(b) 试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.34C，2.86Cr，8.12W，0.17V；奥氏体化温度 1150°C

图 13.5-176　3Cr2W8V 钢的奥氏体等温转变曲线

表 13.5-152　3Cr2W8V 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	冷却方式				淬火硬度
	介质	冷却温度/℃	延续	冷却到 20℃	HRC
1 020 ~ 1 050	油	20 ~ 60	至 150 ~ 180℃	空气	49 ~ 52

注：1. 大型模具采用加热温度的上限，小型模具采用加热温度的下限。
2. 大型模具应先在 600 ~ 650℃进行 1 ~ 2 h 的预热，然后再进行加热。
3. 加热保温时间：火焰炉根据厚度，每 25 mm 约保温 40 ~ 50 min，电炉加热再增加 40%。

3）回火　3Cr2W8V 钢的有关回火曲线示于图 13.5-177 ~ 图 13.5-182，推荐的回火工艺参数见表 13.5-153。

4.2.7　3Cr3Mo3W2V

热作模具钢 3Cr3Mo3W2V 具有良好的冷热加工性能、良好的淬透性、热强性和热疲劳性能，还具有较好的耐磨性和抗回火稳定性等。该钢适宜制造镦锻、压力机锻造等模具。

（1）化学成分

3Cr3Mo3W2V 钢常见的化学成分见表 13.5-154。

（2）物理性能

3Cr3Mo3W2V 钢的物理性能见表 13.5-155～表 13.5-157。

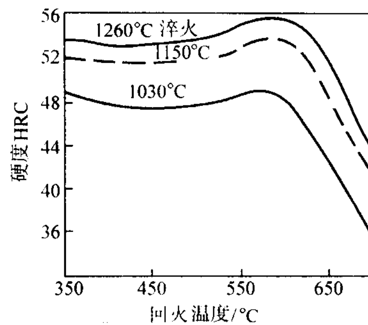


图 13.5-177　3Cr2W8V 钢回火硬度与温度的关系

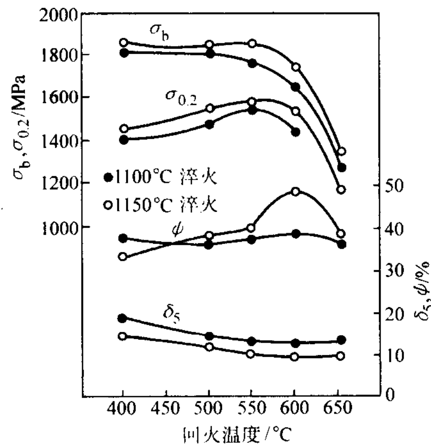


图 13.5-178　不同温度淬火和不同温度回火对 3Cr2W8V 钢力学性能的影响

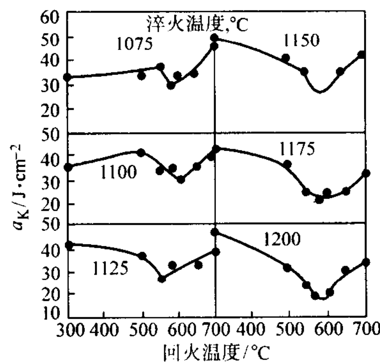


图 13.5-179　3Cr2W8V 钢回火温度与冲击韧度的关系

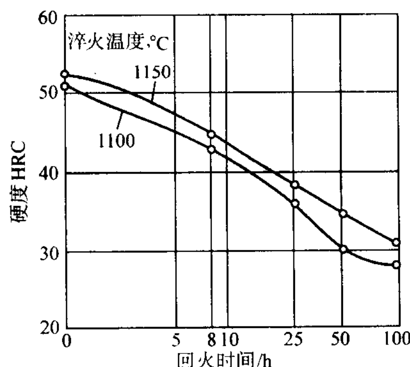


图 13.5-180　3Cr2W8V 钢的回火稳定性

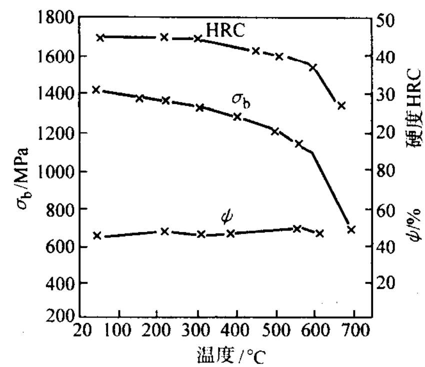


图 13.5-181　3Cr2W8V 钢的高温力学性能（1 100℃淬火，550℃回火）

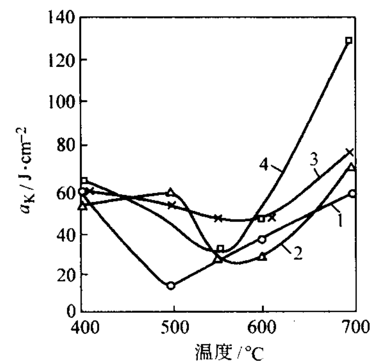


图 13.5-182　3Cr2W8V 钢的高温冲击韧度

1—1 100℃淬火，550℃回火；2—1 100℃淬火，620℃回火；3—1 150℃淬火，550℃回火；4—1 150℃淬火，620℃回火

表 13.5-153　3Cr2W8V 钢推荐的回火工艺参数

回火目的	回火温度/℃	设备	硬度 HRC
消除应力，稳定组织和尺寸	600～620	煤气炉或电炉	40.2～47.4

注：1. 大型模具在淬火后，应立即回火。
2. 模具回火时应装入 350～400℃的炉内停留 1～3 h，然后将温度升至回火温度。
3. 回火保温时间按每 25 mm 厚度为 40～45 min 进行计算。

表 13.5-154　3Cr3Mo3W2V 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	P	S
0.32～0.42	0.60～0.90	≤0.65	2.80～3.30	2.50～3.00	1.20～1.80	0.80～1.20	≤0.03	≤0.03

表 13.5-155　3Cr3Mo3W2V 钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	850	930	825	735	400	—

表 13.5-156　3Cr3Mo3W2V 的线胀系数

温度/℃	25～100	25～200	25～300	25～400	25～500	25～600	25～700
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.4	12.0	11.06	12.27	12.53	13.25	13.58

表 13.5-157　3Cr3Mo3W2V 钢的热导率

温度/℃	99.4	398.2	479.4	568	673.4
热导率 $\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	31.8	30.9	31.8	31.8	31.8

(3) 热加工

3Cr3Mo3W2V 的热加工工艺参数见表 13.5-158。

(4) 热处理

1) 退火　3Cr3Mo3W2V 钢锻后一般采用等温退火或连续退火，奥氏体化加热温度一般为 (870±10)℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速

度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（730±10）℃，退火硬度≤255HB，组织为珠光体。

表 13.5-158　3Cr3Mo3W2V 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 170～1 200	1 100～1 150	≥900	砂冷或坑冷
钢坯	1 150～1 180	1 050～1 100	≥850	

2）淬火　3Cr3Mo3W2V 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-183，不同温度淬火后的硬度、晶粒度和残余奥氏体量见表 13.5-159，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-160。

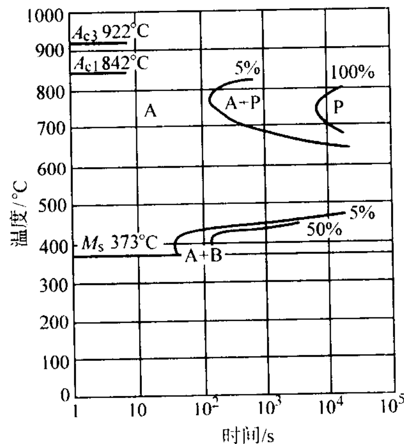


图 13.5-183　3Cr3Mo3W2V 钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：0.34C，0.79Si，0.21Mn，2.77Cr，2.44Mo，1.57W，0.77V；奥氏体化温度 1 120℃

表 13.5-159　不同温度淬火后的硬度、晶粒度和残余奥氏体量

淬火温度/℃	950	1 050	1 100	1 130	1 160	1 200
淬火硬度 HRC	48	51.5	53	56	57.5	58
晶粒度级别	>10	>10	>10	10～9	9～8	8～7
残余奥氏体量/%	2.5	2.7	2.8	3.0	3.5	4.0

表 13.5-160　3Cr3Mo3W2V 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	淬火介质	介质温度/℃	淬火硬度 HRC
1 060～1 130	油	20～60	52～56

3）回火　3Cr3Mo3W2V 钢的有关回火曲线示于图 13.5-184～图 13.5-187，与回火有关的性能见表 13.5-161～表 13.5-163，推荐的回火工艺参数见表 13.5-164。

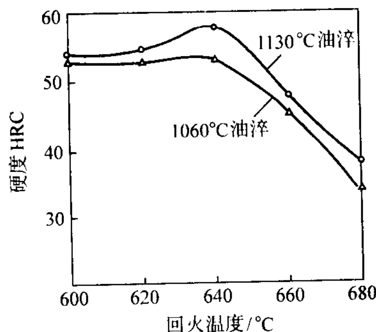


图 13.5-184　3Cr3Mo3W2V 钢的回火硬度曲线

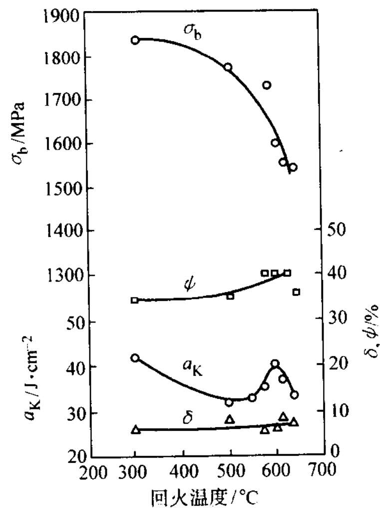


图 13.5-185　3Cr3Mo3W2V 钢不同温度回火后的力学性能（1 050℃油淬）

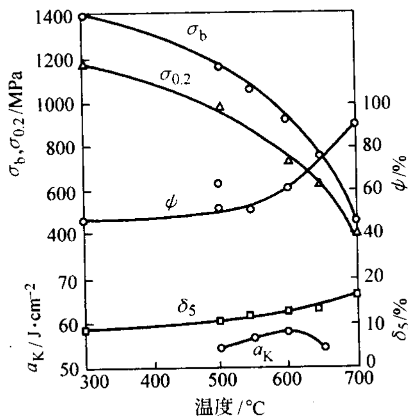


图 13.5-186　3Cr3Mo3W2V 钢的高温拉伸性能和冲击性能（1 050℃油淬，600℃回火后）

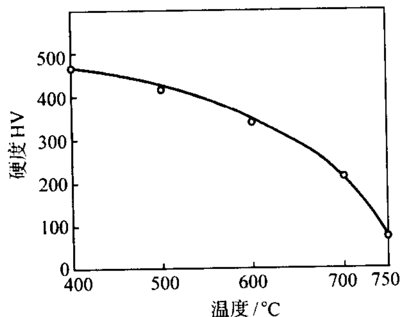


图 13.5-187　3Cr3Mo3W2V 钢的高温硬度（1 050℃油淬，600℃回火）

表 13.5-161　3Cr3Mo3W2V 钢的回火稳定性

回火温度/℃	不同保温时间（h）后的硬度 HRC			
	4	6	8	12
600	50	49.5	50.5	46.5
640	48	46.5	43.5	
680	39.5	37.5		

表 13.5-162　不同热处理状态下 3Cr3Mo3W2V 钢的抗弯强度和抗压强度

热处理状态	σ_{bb}/MPa	σ_{bc}/MPa
退火态	6 600	2 600
1 040℃油淬，620℃回火	3 000	—

表 13.5-163　3Cr3Mo3W2V 钢的冷－热疲劳性能

试验温度/℃	600→20 之间来回循环
循环次数/次	600
裂纹长度/mm	0.45

表 13.5-164　3Cr3Mo3W2V 钢推荐的回火工艺参数

回火目的	回火温度/℃	回火介质	硬度 HRC
增加耐磨性	640	空气	52～54
提高韧性	680		39～41

4.3　合金塑料模具钢

4.3.1　3Cr2Mo

3Cr2Mo 钢是国际上广泛使用的塑料模具钢，该钢淬透性较好，并且具有良好的综合力学性能。该钢在制造模具时，一般先进行调质处理（硬度一般为 HRC28～35），即预硬化处理，再经冷加工后制造模具，可直接使用。这样既保证模具的使用性能，又可防止模具在热处理过程中的变形，因此该钢适合制造大中型的精密塑料模具。

（1）化学成分

3Cr2Mo 钢常见的化学成分见表 13.5-165。

表 13.5-165　3Cr2Mo 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
0.28/0.40	0.20/0.80	0.60/1.00	1.40/2.00	0.30/0.55	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

密度：7.81×10^3 kg/m^3；

弹性模量（室温）E：212 GPa；

切变模量（室温）G：825 GPa；

泊松比 μ 为：0.288

3Cr2Mo 钢的其他物理性能见表 13.5-166～表 13.5-168。

表 13.5-166　3Cr2Mo 钢的临界点　℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	770	825	775	640	335	180

表 13.5-167　3Cr2Mo 钢的线胀系数

温度/℃	18～100	18～200	18～300	18～400	18～500	18～600	18～700
热胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.9	12.2	12.50	12.81	13.11	13.41	13.71

表 13.5-168　3Cr2Mo 钢的热导率

温度/℃	20	100	200	300	400
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	36.0	33.4	31.4	30.1	29.3

（3）热加工

3Cr2Mo 钢的热加工工艺参数见表 13.5-169。

表 13.5-169　3Cr2Mo 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 180～1 200	1 100～1 150	≥900	砂冷或坑冷
钢坯	1 120～1 160	1 050～1 100	≥850	

（4）热处理

1）退火　3Cr2Mo 钢锻后一般采用等温退火或连续退火，奥氏体化加热温度一般为（850±10）℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（720±10）℃。

2）淬火　3Cr2Mo 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-188～图 13.5-191，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-170。

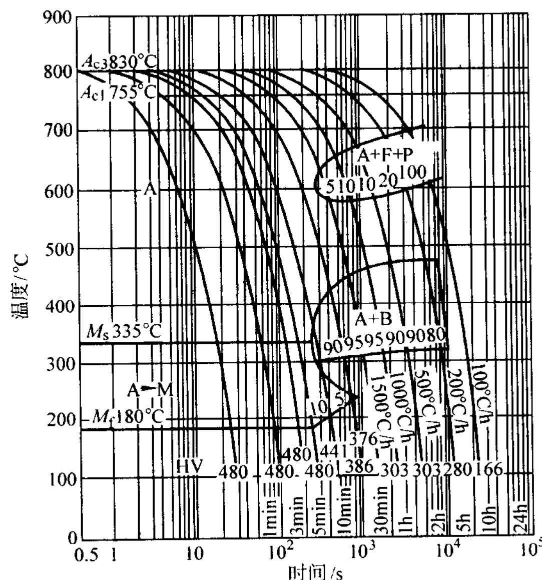


图 13.5-188　3Cr2Mo 钢奥氏体连续冷却曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：0.35C，0.49Si，0.81Mn，0.011P，0.018S，0.41Mo，1.75Cr；奥氏体化温度：850℃，保温 5 min

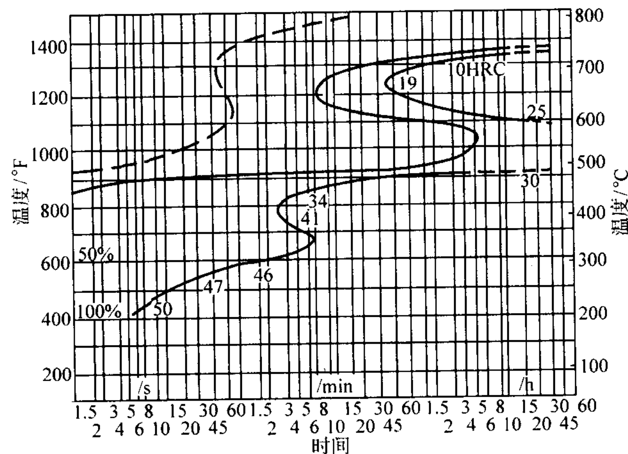


图 13.5-189　3Cr2Mo 钢的奥氏体等温转变曲线

（奥氏体化温度 843℃）

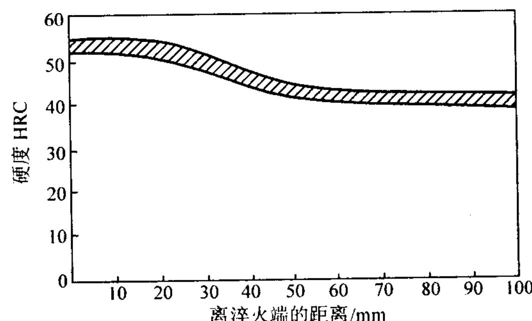


图 13.5-190　3Cr2Mo 钢的端淬曲线

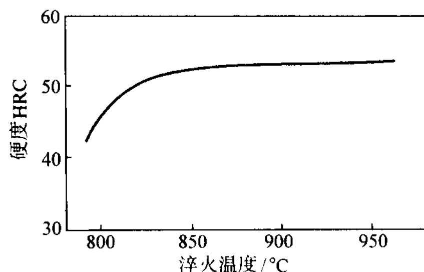


图 13.5-191 淬火温度对 3Cr2Mo 钢硬度的影响
（试样在盐浴中保温 10 min）

表 13.5-170 3Cr2Mo 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	淬火介质	介质温度/℃	淬火硬度 HRC
850 ~ 880	油或气冷	20 ~ 60	49 ~ 52

3）回火 3Cr2Mo 钢的有关回火曲线示于图 13.5-192 和图 13.5-193，推荐的回火工艺参数见表 13.5-171。

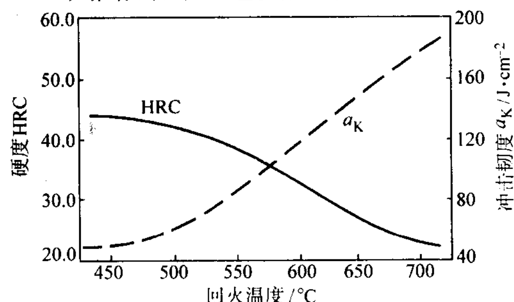


图 13.5-192 回火温度对 3Cr2Mo 钢的硬度和冲击韧度的影响
硬度试样在 880℃盐浴中加热保温 10 min，油冷；
冲击试样在 850℃盐浴中加热保温 10 min，油冷，箱式炉回火 2 h

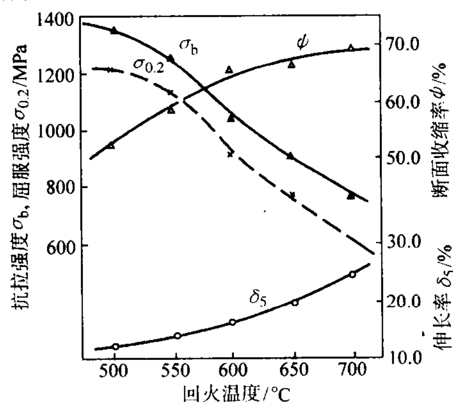


图 13.5-193 回火温度对 3CrMo 钢的抗拉强度、屈服强度等性能影响
（试样在 850℃盐浴中加热保温 10 min，油冷，箱式炉回火 2 h）

表 13.5-171 3Cr2Mo 钢推荐的回火工艺参数

回火温度/℃	冷却方式	回火后的硬度 HRC
580 ~ 640	空冷	28 ~ 36

4.3.2 3Cr2MnNiMo

3Cr2MnNiMo 钢是国际上广泛使用的塑料模具钢，该钢淬透性好，并且具有良好的综合力学性能。可使大截面材在调质处理后的硬度比较均匀，有很好的抛光性能和粗糙度。该钢在制造模具时，一般先进行调质处理（硬度一般为 HRC28 ~ 35），即预硬化处理，再经冷加工后制造模具，这样既保证模具的使用性能，又可防止模具在热处理过程中的变形，该钢适合制造大型的精密塑料模具以及低熔点合金的压铸模具。

（1）化学成分

3Cr2MnNiMo 钢常见的化学成分见表 13.5-172。

表 13.5-172 3Cr2MnNiMo 钢的化学成分
（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S
0.32 /0.40	0.20 /0.40	1.10 /1.50	1.70 /2.00	0.25 /0.40	0.85 /1.15	≤0.03	≤0.03

（2）物理性能

密度：7.81 g/cm^3；

线胀系数为（20 ~ 200℃）：$1.27\times10^{-6}K^{-1}$；

比定压热容：c_p（20℃）：460 J/（kg·K）；

3Cr2NiMnMo 钢的其他物理性能见表 13.5-173 ~ 表 13.5-175。

表 13.5-173 3Cr2NiMnMo 钢的临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
温度（近似值）	715	770	—	—

表 13.5-174 3Cr2NiMnMo 钢的弹性模量

温度/℃	20	200
弹性模量 E/MPa	205 000	200 000

表 13.5-175 3Cr2NiMnMo 钢的热导率

温度/℃	20	200
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	29.0	29.5

（3）热加工

3Cr2NiMnMo 的热加工工艺参数见表 13.5-176。

表 13.5-176 3Cr2NiMnMo 钢的热加工工艺参数

	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 180 ~ 1 200	1 100 ~ 1 150	≥900	砂冷或坑冷
钢坯	1 120 ~ 1 160	1 050 ~ 1 100	≥850	

（4）热处理

1）退火 3Cr2NiMnMo 钢锻后一般采用等温退火或连续退火处理，奥氏体化加热温度一般为（840 ± 10）℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h；在等温退火时等温温度一般选择（700 ± 10）℃。该钢易出现白点，有时需在 680℃进行去氢退火。

2）淬火 3Cr2NiMnMo 钢的有关淬火曲线示于图 13.5-194 ~ 图 13.5-196，推荐的淬火工艺参数见表 13.5-177。

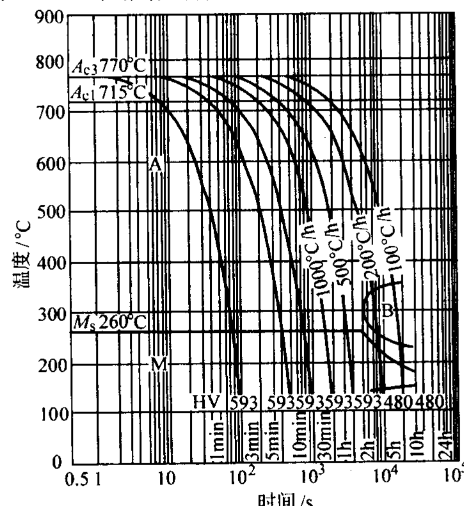


图 13.5-194 3Cr2NiMnMo 钢的奥氏体连续冷却曲线
试验钢成分（质量分数）(%)：0.39C，1.94Cr，1.00Ni，1.32Mn，0.35Mo，0.56Si，0.010P，0.005S；原始状态：调质处理，奥氏体化 880℃，5 min

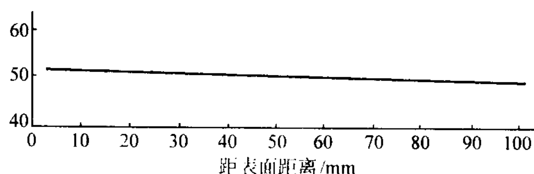


图 13.5-195 3Cr2NiMnMo 钢的淬透性曲线

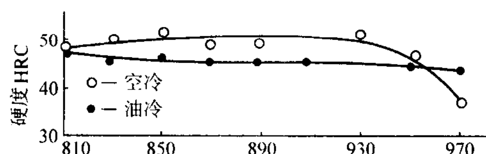


图 13.5-196 淬火温度对 3Cr2NiMnMo 钢硬度的影响

表 13.5-177 3Cr2NiMnMo 钢推荐的淬火工艺参数

淬火温度/℃	淬火介质	介质温度/℃	淬火硬度 HRC
850~880	油或空冷	20~60	≥50

3) 回火 3Cr2NiMnMo 钢的有关回火曲线示于图 13.5-197 和图 13.5-198，推荐的回火工艺参数见表 13.5-178。

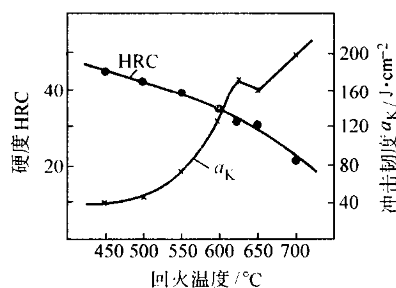


图 13.5-197 回火温度对 3Cr2NiMnMo 钢硬度与冲击韧度的影响

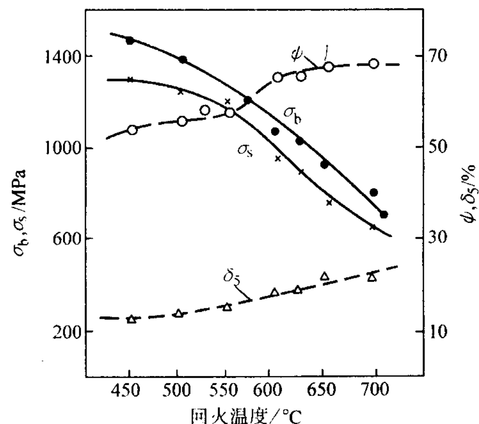


图 13.5-198 回火温度对 3Cr2NiMnMo 钢的强度和塑性的影响

表 13.5-178 3Cr2NiMnMo 钢推荐的回火工艺参数

回火温度/℃	冷却方式	回火后的硬度 HRC
580~650	空冷	28~36

4.3.3 10Ni3MnCuAlMo

10Ni3MnCuAlMo 是一种析出硬化型钢，该钢在热处理后具有良好的综合性能，淬透性高，热处理工艺简单，热处理后变形小，镜面加工性能好，并有良好的氮化性能、电加工性能、焊补性能和花纹图案刻蚀性能。一般在加工模具前进行调质处理（一般硬度在 34~40HRC）。该钢应用于高镜面、高表面质量的塑料模具。

(1) 化学成分

10Ni3MnCuAlMo 钢常见的化学成分见表 13.5-179。

表 13.5-179 10Ni3MnCuAlMo 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Ni	Cu	Mo	Al	P	S
0.06/0.20	≤0.35	1.40/1.70	2.80/3.40	0.80/1.20	0.20/0.50	0.70/1.05	≤0.03	≤0.03

(2) 物理性能

密度：7.74 g/cm³；

10Ni3MnCuAlMo 钢的其他物理性能见表 13.5-180 ~ 表 13.5-183。

表 13.5-180 10Ni3MnCuAlMo 钢的临界点 ℃

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
温度（近似值）	675	821	517	382	270	—

表 13.5-181 10Ni3MnCuAlMo 钢的线胀系数

温度/℃	14~100	14~200	14~300	14~400	14~500	14~600
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.0	11.9	12.6	13.7	13.9	14.3

表 13.5-182 10Ni3MnCuAlMo 钢的定压比热容

温度/℃	24	150	300
定压比热容 c_p/kg⁻¹·K⁻¹	460.5	669.9	711.8

表 13.5-183 10Ni3MnCuAlMo 钢的热导率

温度/℃	24	150	300
热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹	22.19	35.59	36.43

(3) 热加工

10Ni3MnCuAlMo 的热加工工艺参数见表 13.5-184。

表 13.5-184 10Ni3MnCuAlMo 钢的热加工工艺参数

项目	加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1 130~1 150	1 060~1 100	≥900	缓冷
钢坯	1 200~1 100	1 000~1 080	≥850	空冷

(4) 热处理

1) 退火 10Ni3MnCuAlMo 钢锻后一般采用连续退火，奥氏体化加热温度一般为 (760±10)℃，保温时间应根据装炉量和钢材的尺寸决定。在连续退火时应保证冷却速度≤30℃/h。

2) 固溶处理 10Ni3MnCuAlMo 钢的固容温度对硬度的影响见表 13.5-185，推荐的固溶处理工艺参数表 13.5-186，与固溶有关的曲线示于图 13.5-199 和图 13.5-200。

表 13.5-185 10Ni3MnCuAlMo 钢固溶温度对硬度的影响

固溶温度/℃	780	810	840	900	940
硬度 HRC	30.8	32.4	33.1	32.7	31.0

表 13.5-186 10Ni3MnCuAlMo 钢推荐的固溶处理工艺

固溶温度/℃	冷却方式
850±20	空冷

3) 时效处理 10Ni3MnCuAlMo 钢在不同温度时效后的硬度示于图 13.5-201。力学性能见表 13.5-187，该钢的高温力学性能见表 13.5-188，不同热处理状态的力学性能见表 13.5-189。推荐的时效硬化处理工艺参数见表 13.5-190。

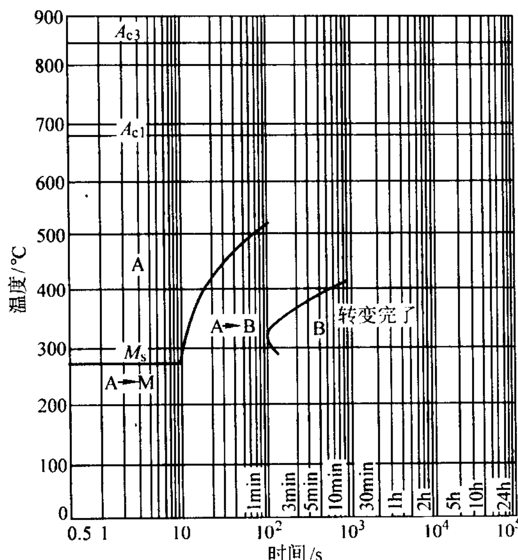


图 13.5-199 10Ni3MnCuAlMo 钢的奥氏体等温转变曲线
（试验用钢化学成分（质量分数）(%)：0.11C，1.58Mn，0.22Si，2.83Ni，0.92Cu，0.33Mo，0.91Al，0.011P，0.004S；原始状态：退火，奥氏体化温度 900℃，15 min）

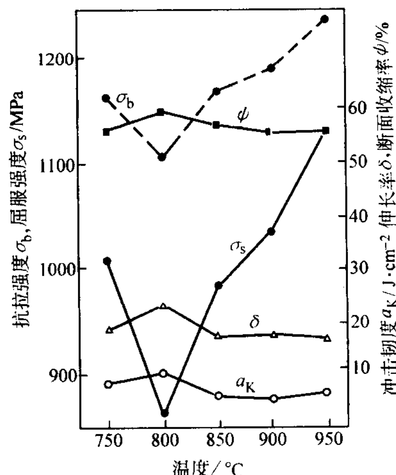


图 13.5-200 10Ni3MnCuAlMo 钢在不同固溶温度下的力学性能

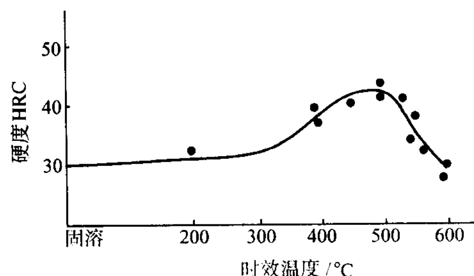


图 13.5-201 10Ni3MnCuAlMo 钢不同温度时效后的硬度

表 13.5-187 10Ni3MnCuAlMo 钢不同温度时效后的力学性能

温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	$A_K^{①}$/J
400	1 045	1 130	16.2	62.9	49.25
450	1 195	1 305	14.6	49.7	11.82
510	1 265	1 330	14.7	47.8	21.67
550	1 105	1 165	15.7	56.6	37.43
600	836	943	18.4	64.1	94.56

① 冲击韧性试样为 V 型缺口。

表 13.5-188 10Ni3MnCuAlMo 钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	$A_K^{①}$/J
300	905	102	16.2	26.0	56.2
400	812	871	14.6	24.0	74.0
500	620	659	14.7	21.6	78.8

表 13.5-189 10Ni3MnCuAlMo 钢不同热处理状态的力学性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HRC
(850±20)℃淬火空冷	840	1 015	15.4	55.1	30
淬火空冷后 510℃回火	1 025	1 300	13.3	45.0	43～44
(850±20)℃淬火，600℃软化	699	796	21.0	60.0	25.3
(850±20)℃淬火，600℃软化，510℃回火	992	1 095	17.3	49.8	39

表 13.5-190 10Ni3MnCuAlMo 钢推荐的时效硬化处理工艺参数

时效温度/℃	时效时间/h	冷却方式
510±10	4～8	空冷

5 模具钢的选择与应用

5.1 模具钢的分类

由于模具的服役条件差别很大，所以从化学成分看，模具钢的范围很广，从一般的非合金结构钢、合金工具钢、合金结构钢、高速钢、无磁模具钢、马氏体时效钢、高温合金到硬质合金和粉末冶金材料均可作为模具材料。在本章中重点介绍合金工具钢。按用途和工作条件模具钢归为 3 大类：冷作模具钢、热作模具钢和塑料模具钢。

1）冷作模具钢　主要用于制造在冷状态下进行工件成型的模具，例如冷拉伸模具、冷冲压模、冷挤压模、压印模等。在模具钢中，冷作模具钢是应用十分广泛的一类，应用的钢种也较多。由于冷作模具要求高的硬度、强韧性和耐磨性，因此一般采用高碳过共析钢和莱氏体钢，例如非合金工具钢、低合金油淬钢、空淬冷作模具钢，高碳高铬模具钢、基体钢、低碳高速钢、高速钢及用粉末冶金工艺生产的高碳、高钒型模具钢。常见的冷作模具钢的钢种见表 13.5-191。

2）热作模具钢　主要用于在高温状态下对金属进行热加工的模具，例如热锻模、热挤压模、热压铸模、热剪切模等。该类钢一般含碳量 w_C 为 0.3%～0.5%，并含有一定量的铬、钨、钼、钒等合金元素，该类钢又可细分为锻造模块用钢，W 系及 W-Mo 系热作模具用钢和高温热作模具钢等。常用的热作模具钢的化学成分见表 13.5-192。

3）塑料模具钢　由于石油化工行业的发展，塑料工业发展十分迅速，促进塑料模具钢的发展，并逐渐形成了塑料模具钢的专用系列。塑料模具钢主要是用于塑料成型的，包括非合金结构钢、渗碳型塑料模具钢、预硬化塑料模具钢、时效硬化型塑料模具钢、耐蚀型塑料模具钢、易切削塑料模具钢等。常用的塑料模具钢钢种的化学成分见表 13.5-193。

5.2 模具钢选择的基本原则

模具钢的选择应用应根据模具的生产条件和使用条件并结合钢的冶金特性来进行，对于某一种模具，可能有多种模具钢可以满足要求，但必须考虑模具的加工效率、加工的难易程度、成本和质量等多方面因素。一般来说，对于冷作模具钢最重要的性能是：耐磨性，硬度，高的弹性极限，屈服强度，形状和尺寸稳定性，以及韧性。对于热作模具钢最重要的性能是：热稳定性，耐磨性，热态硬度，韧性，热疲劳性能，回火稳定性和导热性能。对于塑料模具钢应考虑硬

表 13.5-191　常见的冷作模具钢的化学成分（质量分数）　%

分　类	钢　种	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	其他
油淬冷作模具钢	CrWMn	0.90~1.05	≤0.40	0.80~1.10	0.90~1.20	1.20~1.60			
	9CrWMn	0.85~0.95	≤0.40	0.50~0.80	0.50~0.80				
	9Mn2V	0.85~0.95	≤0.40	1.70~2.00	—	—	—	0.10~0.25	
	9SiCr	0.85~0.95	1.20~1.60	0.30~0.60	0.95~1.25				
	Cr2	0.95~1.10	≤0.40	≤0.40	1.30~1.70				
空淬冷作模具钢	Cr5Mo1V	0.95~1.05	≤0.50	≤1.00	4.75~5.50		0.90~1.40	0.15~0.50	
	Cr6WV	1.00~1.15	≤0.40	≤0.40	5.50~7.00	1.10~1.50		0.50~0.70	
	Cr4W2MoV1	1.12~1.25	0.40~0.70	≤0.40	3.50~4.00	1.90~2.60	0.80~1.20	0.80~1.10	
	8Cr2MnWMoV	0.75~0.85	≤0.40	1.30~1.70	2.30~2.60	0.70~1.00	0.50~0.80	0.10~0.25	S0.10
高碳铬模具钢	Cr12	2.00~2.30	≤0.40	≤0.40	11.50~13.00				
	Cr12MoV	1.45~1.70	≤0.40	≤0.40	11.00~12.50		0.40~0.60		
	Cr12Mo1V1	1.40~1.60	≤0.60	≤0.40	11.00~13.00		0.70~1.20		
基体钢和低碳高速钢	6W6Mo5Cr4V	0.55~0.65	≤0.40	≤0.60	3.70~4.30	6.00~7.00	4.50~5.50	0.70~1.10	
	6Cr4W3Mo2VNb	0.60~0.70	≤0.40	≤0.40	3.80~4.40	2.50~3.50	1.80~2.50	0.80~1.20	Nb 0.20~0.35
	7Cr7Cr4MoV	0.60~0.70	≤0.40	≤0.40	4.50~5.00	6.50~7.50	0.20~0.50	0.40~0.70	
	7Cr7Mo2V2Si	0.70~0.80	0.70~1.20	≤0.40	6.50~7.50		2.00~3.00	1.70~2.20	
火焰淬火模具钢	7CrSiMnMoV	0.65~0.75	0.85~1.15	0.65~1.05	0.90~1.20	0.30~0.50		0.15~0.30	

表 13.5-192　常用热作模具钢化学成分（质量分数）　%

分　类	钢　种	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	其他
锻压模块用钢	5CrNiMo	0.50~0.60	≤0.40	0.50~0.80	0.50~0.80	0.15~0.30			Ni 1.40~1.80
	5CrMnMo	0.50~0.60	0.25~0.60	1.20~1.60	0.60~0.90	0.15~0.30			
	5CrNiMoV	0.50~0.60	0.10~0.40	0.65~0.95	1.00~1.20	0.45~0.55		0.07~0.12	Ni 1.50~1.80
	5Cr2NiMoV	0.46~0.53	0.60~0.90	0.40~0.60	1.50~2.00	0.80~1.20		0.30~0.50	Ni 0.80~1.20
铬系热作模具钢	4Cr5MoSiV	0.33~0.43	0.80~1.20	0.20~0.50	4.75~5.50	1.10~1.60		0.30~0.60	
	4Cr5MoSiV1	0.32~0.45	0.80~1.20	0.20~0.50	4.75~5.50	1.10~1.75		0.80~1.20	
	4Cr5W2VSi	0.32~0.42	0.80~1.20	≤0.40	4.50~5.50		1.60~2.40	0.60~1.00	
	4Cr5MoWVSi	0.30~0.40	0.80~1.20	0.20~0.50	4.75~5.50	1.25~1.75	1.00~1.70	≤0.50	
钨钼系热作模具钢	3Cr2W8V	0.30~0.40	≤0.40	≤0.40	2.20~2.70		7.50~9.00	0.20~0.50	
	4Cr3Mo3VSi	0.35~0.45	0.80~1.20	0.25~0.70	3.00~3.75	2.00~3.00		0.25~0.75	
	5Cr4W5Mo2V	0.40~0.50	≤0.40	≤0.40	3.40~4.40	1.50~2.10	4.50~5.30	0.70~1.10	
	5Cr4W2Mo2V	0.45~0.55	0.80~1.10	≤0.50	3.70~4.30	1.80~2.20	1.80~2.20	1.20~1.30	
	5CrMo3SiMnVAl	0.47~0.57	0.80~1.10	0.80~1.10	3.80~4.30	2.80~3.40		0.80~1.20	Al 0.30~0.70
	3Cr3Mo3W2V	0.32~0.42	0.60~0.90	≤0.65	2.80~3.30	2.50~3.00	1.20~1.80	0.80~1.20	
奥氏体型模具钢	5Mn15Cr8Ni5Mo3V2	0.45~0.55	≤1.00	14.50~16.00	7.50~8.50	2.50~3.00		1.50~2.00	Ni 4.50~5.50

表 13.5-193 常用塑料模具钢化学成分（质量分数） %

分类	钢种	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	其他
非合金塑料模具钢	45	0.42～0.50	0.17～0.37	0.50～0.80					
	50	0.47～0.55	0.17～0.37	0.50～0.80					
	55	0.52～0.60	0.17～0.30	0.50～0.80					
	T8	0.75～0.84	≤0.35	≤0.40					
	T10	0.95～1.04	≤0.35	≤0.40					
	T12	1.15～1.24	≤0.35	≤0.40					
渗碳型塑料模具钢	20Cr	0.17～0.24	0.17～0.37	0.50～0.80	0.80～1.10				
	12CrNi2	0.10～0.17	0.17～0.37	0.30～0.60	0.60～0.90				Ni 1.50～2.00
	12CrNi3	0.10～0.17	0.17～0.37	0.30～0.60	0.60～0.90				Ni 2.75～3.25
	20Cr2Ni4	0.17～0.23	0.17～0.37	0.30～0.60	1.20～1.75				Ni 3.25～3.75
	20CrMnTi	0.17～0.23	0.17～0.37	0.80～1.10	1.00～1.30				Ti 0.04～0.10
预硬型塑料模具钢	3Cr2Mo	0.28～0.40	0.20～0.80	0.60～1.00	1.40～2.00		0.30～0.55		
	3Cr2NiMnMo	0.28～0.40	0.20～0.80	0.60～1.00	1.40～2.00		0.30～0.55		Ni 0.80～1.20
	5NiSCa	0.50～0.60	0.20～0.80	0.85～1.15	1.00～1.30		0.30～0.60	0.10～0.30	Ni 0.85～1.15
	8Cr2WMnMoVS	0.75～0.85	≤0.40	1.30～1.70	2.30～2.60		0.50～0.80	0.10～0.25	S 0.06～0.10
时效硬化型塑料模具钢	10Ni3MnCuAl	0.15	≤0.40	1.00					Cu，Al 1.00 Ni，3.00
	25CrNi3MoAl	0.20～0.30	0.20～0.25	0.20～0.50			0.20～0.40	Ni 2.50～3.00	Al 1.00～1.60
	06Ni6CrMoVTiAl	≤0.60	≤0.60	≤0.50	1.30～1.60	Al 0.50～1.0	0.90～1.20	0.08～0.16	Ni 5.50～6.50
耐蚀型塑料模具钢	4Cr13	0.35～0.45	≤0.60	≤0.80	12.00～14.00				
	3Cr17Mo	0.35	0.35	1.40	17.00		0.15		
	9Cr18	0.90～1.00	0.50～0.90	≤0.80	17.00～19.00				
	Cr14Mo	0.90～1.05	0.30～0.60	≤0.80	12.00～14.00		1.40～1.80		
	Cr18MoV	1.17～1.25	0.50～0.90	≤0.80	17.50～19.00		0.50～0.80	0.10～0.20	
	1Cr17Ni2	0.11～0.17	≤0.80	≤0.80	16.00～18.00				
整体淬硬型塑料模具钢	9Mn2V	0.85～0.95	≤0.40	1.70～2.00				0.15～0.25	
	CrWMn	0.90～1.05	≤0.40	0.80～1.10	0.90～1.20	1.20～1.60			
	9CrWMn	0.85～0.95	≤0.40	0.90～1.20	0.50～0.80	0.50～0.80			
	Cr12MoV	1.45～1.70	≤0.40	≤0.40	11.00～12.50	0.40～0.60		0.15～0.30	
	4Cr5MoSiV1	0.32～0.45	0.80～1.20	0.20～0.50	4.75～5.50		1.10～1.75	0.80～1.20	

度、耐磨性、耐蚀性、切削性能和抛光性能等。除了上述性能外，工模具钢应具有良好的工艺性能，主要有：过热敏感性，淬透性，裂纹敏感性，脱碳敏感性、热塑性等。

5.2.1 模具钢在工作性能方面的要求

1）硬度 模具在工作时受力状态是复杂的，例如热作模具，通常是在交变的温度场下承受交变应力的作用，因此它应具有良好的抗软化或具有塑性状态的能力、在长期工作环境下仍能保持模具的形状和尺寸精度。通常是以硬度作为模具钢的重要性能之一，对冷作模具的硬度一般选择在58HRC以上，而热作模具尤其是要求高的抗热疲劳性能的模具，通常在45HRC左右。对普通使用的塑料模具，一般硬度要求在35HRC左右。

2）强度与韧性 零件的成形使模具承受着巨大的冲击、扭曲等负荷，尤其是现代高速冲压、高速精密锻造和液态成形等技术以及一次成形技术的发展，模具承受着更大的负荷，往往由于钢材的强度和韧性不够，造成型腔边缘或局部塌陷、崩刃或断裂而早期失效，因此模具零件热处理后应具有较高的强度和韧性。

3）耐磨性 零件成形时材料与模具型腔表面发生相对运动，对型腔表面产生磨损，从而使得模具的尺寸精度、形状和表面粗糙度发生变化而失效。磨损是一种复杂的过程，影响因素很多，除取决于作用于模具的外界条件外，在很大

程度上还取决于钢材的化学成分、组织状态和力学性能等。

4）疲劳性能　模具工作时承受着机械冲击和热冲击的交变应力，热作模具在服役的过程中，热交变应力更明显地导致模具热裂。热作模具受应力和温度梯度的影响，往往是在型腔表面形成浅而细的裂纹，它的迅速传播和扩展导致灾难事故而使模具失效。另外，钢的化学成分及组织的不均匀，钢中存在的冶金缺陷如非金属夹杂物，气孔、显微裂纹等均可导致钢的疲劳强度降低，因为在交变应力的作用下，首先在这些薄弱地区产生疲劳裂纹并发展为疲劳破坏。

5）黏着性　由于两金属原子相互扩散或单相扩散的作用，工模具的表面往往会有一些被加工金属黏附着，尤其是一些切削工具和冲压工具的表面会产生黏附或结巴现象，这会影响刃口的锋利程度和局部组织，并引起局部化学成分的改变，使刃口部分崩裂或黏附金属脱落划伤模具，使工件粗糙。因此良好的抗黏着性也是很重要的。

6）抛光和光刻性能　随着模具，特别是塑料模具的广泛使用，低的表面粗糙度（有时甚至是镜面粗糙度）已经十分必要，对模具的寿命和生产效率及制品质量具有重要影响。低的表面粗糙度可以减轻腐蚀（特别是局部点状腐蚀）；为减小开裂的危险，抛光钢材的化学成分、组织结构、硬度及碳化物分布必须均匀。大块碳化物，尤其是其偏析并成带状时，以表面抛光性极为有害。尤为重要的是，钢中不能含有没有发生变形的大的氧化物夹杂或偏析，因而必须严格控制冶炼和脱氧工艺，真空电弧重熔、电渣重熔效果良好，这些工艺目前已成为高级塑料模具钢的主要生产方式。即使是简单的真空脱气也有助于消除大的氧化物夹杂，这些冶炼工艺不仅能降低氧化物的含量，而且能使氧化物更细小、均匀，同时控制冶炼和脱氧过程，还可以改变夹杂物类型，使之软化并具有较好的塑韧性而提高抛光性能。

钢材中任何未闭合的空洞都会影响其抛光性能，因而热加工中压合疏松等冶金缺陷并保持组织的致密是十分必要的，这可以通过现代化的成型加工技术来实现。例如，反复镦拔技术、旋转锻造技术、高温等静压制等，可细化原始铸态组织，减少树枝晶内空隙。电渣、真空电弧重熔精炼工艺，对钢材均匀性也十分有利。热处理或表面硬化，应尽量避免导致硬度不均匀的脱碳。这些措施加上合理的成分设计及控制，就能生产出加工性优异的钢。

此外，还应根据模具的工作条件和环境的差异，考虑所用模具钢应具有良好的导热性、抗腐蚀性、抗氧化性和导磁性等。

5.2.2　模具钢在工艺性能方面的要求

1）加工性　钢材的可加工性主要包括切削加工性和锻压加工性两种，它取决于钢的化学成分、热处理后的组织和冶金生产的内部质量，近些年来，为了改善钢的切削加工性，在一些钢中加入易切削元素或改变钢中的夹杂物分布状态，从而提高模具钢的表面质量和减少刀具的磨损。在热加工时，尤其是对一些高碳高合金的模具钢，特别要改善碳化物的含量和分布、晶粒大小和奥氏体合金化程度。

除了应具有良好的切削加工性外，还要有良好的放电加工性以及压印翻模加工性等。

2）淬透性和淬硬性　模具对这两种性能的要求根据服役条件不同是各有侧重的，对于要求整个截面的硬度均匀性高的模具（如锤锻模用钢），高的淬透性更显重要；而对只要求有高硬度的小型模具（如冲裁落料模具钢），更偏重于高淬硬性。

3）热处理变形性　模具材料在热处理后，要求变形要小，各个方向要有相近似的变化，且组织稳定。淬火变形小，除与淬火温度、时间和冷却介质等因素有关外，它主要取决于钢的化学成分均匀性、冶金质量和组织稳定性。

4）脱碳敏感性　模具钢在锻造、轧制、退火或淬火时，在无保护气氛下加热，其表面会产生氧化脱碳等缺陷，从而使模具的耐用度下降。脱碳除了与热处理工艺、设备有关外，就材料本身而言，主要取决于钢的化学成分特别是碳含量，在含有较高的硅、钼等元素时，也会加剧脱碳。还应根据模具的使用条件，考虑镜面抛光性、磨削性和电化学性等。

5.2.3　模具钢在内部冶金质量方面的要求

高的冶金质量才能发挥钢的基本特性，模具钢的内部冶金质量与它的基本性能具有同等重要的意义，在研究性能的同时，必须研究冶金质量的影响因素。一般较常遇到模具钢的内在质量问题有以下几个方面。

1）化学成分的均匀性　模具钢通常是含有多种元素的合金钢，钢在锭模中从液态凝固时，由于选分结晶的缘故，钢水中各种元素在凝固的结构中分布不均匀而形成偏析，这种化学成分的偏析将造成组织和性能的差异，它是影响钢材质量的重要因素之一。降低钢的偏析度，可以有效的提高钢的性能。近些年来，国内外很多冶金厂都在致力研究生产成分均匀、组织细化的钢材。

2）有害元素的含量　硫和磷在钢凝固过程中形成磷化物和硫化物而在晶界沉淀，因而产生晶间脆性，使钢的塑性降低，过高的硫、磷含量，易使钢锭轧制时产生裂纹，而且会大大降低钢的力学性能。松田幸纪等研究了硫、磷含量对热作模具钢 H13 的韧性和热疲劳性能的影响，当将模具钢中的磷含量（质量分数）0.025%降到 0.005%，硫含量（质量分数）0.010%降到 0.001%时，则其热疲劳裂纹的长度和数量减少一半。日立金属公司将 SKD61 钢中的磷含量从 0.03%降到 0.001%，钢在硬度为 45HRC 时的冲击韧性由 39.2 J/cm^2 提高到 127.5 J/cm^2。此外，降低钢中的硫、磷含量还可以有效的提高钢的等向性。

3）钢中的非金属夹杂物　质量良好的钢材不仅化学成分要符合技术标准的规定，并且钢中的非金属夹杂物的含量要尽可能的少，虽然非金属夹杂物在钢中所占的体积很少，但对钢材的性能影响却很大。减少钢中的非金属夹杂物是炼钢的主要任务之一。通常所指的钢中的非金属夹杂物，主要是指铁及其他元素与氧、硫、氮等作用所形成的化合物（如 FeO、MnO、Al_2O_3、SiO_2、FeS、MnS、AlN 等），以及在炼钢和浇注时带入的耐火材料，后者的成分也主要是 Si、Al、Fe、Cr、Ca、Mg 等的氧化物。钢中的非金属夹杂物就其来源，可以分为内生夹杂物和外来夹杂物，内在的夹杂物是钢在液态及凝固过程中形成的化合物。

钢中的非金属夹杂物在某种意义上可以看成是一定尺寸的裂纹，它破坏了金属的连续性，引起应力集中，在外界应力的作用下，裂纹延伸很容易发展扩大而导致模具失效。塑性夹杂物的存在，随着锻轧过程的延展变形，致使钢材产生各向异性。同时夹杂物抛光过程中的剥落，降低了模具的表面粗糙度。因此，对于大型和重要的模具来说，提高钢的洁净度是十分重要的。

4）白点　白点是热轧钢坯和大型锻件中比较常见的缺陷，是钢的内部破裂的一种。白点的存在对钢的性能有极为不利的影响，这种影响主要表现在使钢的力学性能降低，热处理时使锻件淬火开裂，或使用时发展成更为严重的破坏事故，所以，在任何情况下，都不能使用有白点的锻件。不同的钢对白点的敏感程度是不同的，一般认为易产生白点的钢有铬钢、铬钼钢、锰钢、锰钼钢、铬镍钼钢、铬钨钢等。其中以碳含量（质量分数）大于 0.30%，铬含量（质量分数）大于 1%、镍含量（质量分数）大于 2.5%的马氏体铬镍钢及铬镍钼钢对白点的敏感性最大。白点的形成是钢中氢的脱溶析出聚集，在钢的纵断面上形成银亮白色粗晶状的圆形或椭圆形的斑点。模具钢5CrNiMo、5CrMnMo等最容易产生白

点，增加碳化物形成元素 Cr、Mo 和 V 的含量可以降低白点的敏感性。这类钢在生产中一定要注意脱气和加强大锻件的缓冷。

5）氧含量　对模具钢一般都未规定钢中的气体含量。随着氧含量的增加，氧化物的颗粒和数量都随之增加，钢的疲劳性能降低了，热裂纹也容易产生。有人曾对 4Cr5MoSiV1 钢进行过试验，结果证明在常用硬度时其氧含量（质量分数）最好不超过 1.5×10^{-5}。近年来，为了提高模具的制造质量，国内外的模具钢逐渐在向低氧含量的方向发展。

6）碳化物的不均匀度　碳化物是绝大多数模具钢的必需组分，除可溶于奥氏体的碳化物外，还会有部分不能溶于奥氏体的残余碳化物。碳化物的尺寸、形状和分布对模具的使用寿命等有十分重要的影响。碳化物的尺寸、形状和分布与钢的冶炼方法、钢锭的凝固条件以及热加工变形条件等有关。过共析钢可能在晶界形成网状碳化物或是在加工变形过程中被拉长而形成带状碳化物，或者二者兼有。在高碳莱氏体的模具钢中，存在一次碳化物和二次碳化物，在热变形的过程中，网状共晶碳化物大多可以破碎，碳化物先沿热加工方向延伸，产生带状，随着变形程度的增加，碳化物变得均匀、细小。碳化物的不均匀性对淬火变形、开裂、钢材的力学性能影响较大。表 13.5-194 说明，莱氏体钢的规格愈大，其碳化物的不均匀度愈严重，淬火后力学性能更差，其中横向性能下降最多，抗弯强度为纵向的 1/2。另外，碳化物的严重偏析，对重载和带尖齿的模具的寿命影响极大。用 Cr12MoV钢制造搓丝板，如果碳化物的不均匀度为 5～6 级，使用寿命很短，有的只搓几千个螺钉即出现严重的掉齿。

表 13.5-194　碳化物偏析对冲击韧度的影响

碳化物不均匀度的等级	无缺口冲击韧度			
	a_K/J·cm^{-2}			平均值
2 级	24.5	35.8	37.2	32.5
4 级	27.0	30.5	31.9	29.6
6 级	19.9	20.2	20.2	20.7

注：1. 钢种为 Cr12。
2. 试样 1 025℃淬火，250℃回火，HRC58～60。
3. 试样为纵向，尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm。

7）偏析　偏析即钢的成分与组织不均匀性的表现，是工模具钢经常存在的一种缺陷。它是钢锭在凝固过程中形成的，与钢的化学成分和浇注温度等有关。一般分为树枝状偏析、方形偏析、点状偏析等。由于树枝状偏析的存在，使钢的各个方向的力学性能表现出明显的差异。方形偏析是铸锭结晶时，在柱状晶的末端与锭心等轴晶区之间聚集了较多的杂质和孔隙而形成的。严重的方形偏析，对钢材质量的影响是显著的，特别是切削加工量很大的零件或使用钢材中心部位的模具。偏析除了影响模具的使用寿命和力学性能的等向外，对模具的抛光性能也有一定的影响，因此美国的 ASTM 标准中有严格的规定。

8）疏松　疏松是钢的不致密性的表现。多数出现在钢锭的上部及中部，在这些地方因为集中了较多的杂质和气体造成的。由于疏松缺陷的存在，降低了钢的强度和韧性，也严重地影响了加工后的表面粗糙度。对于像冷轧辊、大型模块、冲头和塑料成型等模具等都有较严格的要求。例如，深型腔的锻模和冲头要求疏松不超过 1 级或 2 级，用于表盘和透光玻璃的塑料模具用钢，要求疏松不超过 1 级。

5.2.4　其他考虑的因素

在模具钢的选择应用时，除了考虑模具钢的各种性能方面的因素外，还必须考虑模具钢的通用性和钢的经济性两个因素。坎德勒（H. E. Chandler）对几种比较通用模具钢的 6 项主要性能指标进行了分析和对比，其对比结果见表 13.5-195。

表 13.5-195　常用模具钢的主要性能对比

钢　种	耐磨性	韧性	红硬性	尺寸稳定性	可切削性	可磨削性
O1（9CrWMn）	42	50	10	55	75	93
Q215（Cr5Mo1V）	53	50	20	80	50	55
D2（Cr12Mo1V1）	70	32	23	90	35	25
D3（Cr12）	85	20	20	65	30	15
H11（4Cr5MoSiV）	38	90	37	85	75	85
H13（4Cr5MoSiV1）	40	88	40	85	70	85
H19（4Cr4W4Co4V2Mo）	45	65	60	55	60	60
M2（W6Mo5Cr4V2）	70	40	75	40	35	35
M42（W6Mo5Cr4V2Co8）	88	37	90	40	30	38
M3（W6Mo5Cr4V3）	95	30	85	40	25	10

注：各种指标以 100 为最佳。表中（）内为我国钢号。

5.3　模具钢的选用实例

5.3.1　冷作模具钢的选用

冷作模具（主要包括下料模具、冲孔模具、冲压成型模具、拉伸模具、压印模具、冷挤压模具）的选材简介如下。

1）下料冲孔模具用钢的选择

对于在冲床上对金属或非金属材料进行下料、冲孔用的凸模和凹模，一般是根据被加工工件的材料种类、厚度、生产工件的批量和模具尺寸，复杂程度，合理地进行选材。当冲压低硬度的材料如纸板、塑料板、铝、镁合金板时，如果批量不大，可选用非合金工具钢；批量大时，可选用 CrWMn、9CrWMn 等低合金钢，淬回火硬度一般在 62～64HRC。如果批量大到 100 万件以上，可选用 Cr12、Cr12MoV、Cr5Mo1V、Cr12Mo1V1钢和基体钢以及高速钢或硬质合金。当冲压强度高、变形抗力大的非合金钢板、硅钢板、弹簧钢板、不锈钢板时，要根据材料的强度、厚度、变形抗力等选择合金含量高、耐磨性好的钢种。表 13.5-196 推荐了常用的冲压模具用钢。

2）冷镦模具用钢的选择　冷镦模具承受剧烈的冲压载荷，冷镦凹模表面承受很高的压应力。要求模具材料具有较高的强度、韧性和耐磨损性能。对于生产工件批量不大的冷镦模具，一般选用非合金工具钢或低合金模具钢，对模具型腔表面进行淬火，使型腔表面硬度达到 60HRC 左右，模具心部硬度在 40HRC 左右。此外，还应根据模具的截面尺寸选择淬透性较好的模具钢，以得到合理的淬硬层深度；对于要求长寿命的冷镦模具，则采用高合金模具钢、高速钢或硬质合金制造。为了使模具能承受较高的冲击载荷，一般采用镶块式模具结构，采用高韧性的合结钢或 4Cr5MoSiV1 钢作为外套，热处理后硬度为 45 HRC 左右，把高合金模具钢或硬质合金制造的高硬度冷镦模具镶块用冷压或热压法镶入外套，使二者紧密接触，以改善模具的使用条件。推荐的常见冷镦模具用钢见表 13.5-197。

3）冷挤压模具材料的选择　在冷挤压过程中，凹模经常承受外套的预压应力和挤压过程的拉应力，凸模则承受巨大压应力、工件在变形过程中所产生的热量也部分地被模具吸收，所以模具材料还需要具有一定的高温硬度和热稳定性。冷挤压模具的失效，一般是由于模具表面产生的磨损和擦伤而造成的工件的尺寸和形状的变化以及表面粗糙等。

挤压较软铝合金工件用的小型凹模，用非合金工具钢即可；挤压高强度铝合金、非合金钢和低合金钢的凹模，一般选用中、高合金模具钢；大批量生产用的冷挤压凸模，一般选用高合金钢（如 Cr12Mo1V1）、高速钢或基体钢。当挤压工件批量较大时，有时采用硬质合金制造模具镶块。推荐的冷挤压模具用钢见表 13.5-198。

表 13.5-196 薄板下料冲孔模具用钢的选择

被加工材料	生产批量/件				
	10^3	10^4	10^5	10^6	10^7
铝、镁及铜合金	CrWMn	CrWMn，Cr5Mo1V	CrWMn，Cr5Mo1V，Cr12MoV，Cr12Mo1V1	Cr12MoV，Cr12Mo1V1，高速钢	硬质合金
碳钢、合金钢	CrWMn		CrWMn，Cr5Mo1V	Cr12MoV，Cr12Mo1V1	
铁素体不锈钢	Cr5Mo1V		Cr5Mo1V，Cr12MoV，Cr12Mo1V1	Cr12Mo1V1，高速钢	
奥氏体不锈钢	CrWMn，Cr5Mo1V	CrWMn，Cr5Mo1V，Cr12	Cr12MoV，Cr12Mo1V1，Cr12	Cr12Mo1V1，高速钢	硬质合金
淬回火弹簧钢	Cr5Mo1V	Cr5Mo1V，Cr12MoV，Cr12	Cr12MoV，Cr12Mo1V1，高速钢	Cr12Mo1V1，高速钢，粉末高速钢	硬质合金
变压器硅钢	Cr5Mo1V	Cr5Mo1V，Cr12MoV，Cr12	Cr12MoV，Cr12	Cr12Mo1V1，高速钢，粉末高速钢	
纸等软材料	T8，T10		T8，T10，CrWMn，Cr5Mo1V	CrWMn，Cr5Mo1V，Cr12MoV，Cr12	Cr12，Cr12MoV，高速钢
一般塑料板	T10，CrWMn	CrWMn	Cr5Mo1V	高速钢	硬质合金
增强塑料板	CrWMn，Cr5Mo1V	Cr5Mo1V（氮化）	Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1（氮化）	Cr12，Cr12Mo1V1，高速钢	硬质合金

表 13.5-197 常见的冷镦模具用钢

生产批量/件	1×10^4		5×10^4		25×10^4		1×10^5	
	整体模	镶块模	整体模	镶块模	整体模	镶块模	整体模	镶块模
冷镦模具用钢	T8	Cr5Mo1V	T8	Cr12MoV	T8	Cr12MoV	T8	Cr12MoV，高速钢
	T10	Cr12MoV	T10	Cr12Mo1V1	T10	Cr12Mo1V1	T10	CPM10
	Cr2	Cr12Mo1V1	Cr2	7Cr7Mo2V2Si	Cr2	高速钢	Cr2	钢结硬质合金
	T10 + V	W6Mo5Cr4V2	T10 + V	高速钢	T10 + V	7Cr7Mo2V2Si	7CrSiMnMoV	硬质合金
	7CrSiMnMoV	7Cr7Mo2V2Si	7CrSiMnMoV		7CrSiMnMoV	硬质合金，CPM10		

4）冷冲压成型模具用钢的选择　冲压成型是通过弯曲或少量的延伸，将金属薄板压制成与模具轮廓相近的工件。冲压成型模具用钢的选用，要根据成型工件的生产批量、工件的材料和厚度、工件形状尺寸精度等来决定。对于小型模具，一般采用 Cr12MoV 或 Cr12Mo1V1 钢，一般对表面进行氮化处理；对于大型模具，凸模用 Cr12MoV 或 Cr12Mo1V1 钢，凹模本体采用铸铁镶块，易磨损处采用 Cr12MoV、Cr12Mo1V1 或 Cr5Mo1V。硬质合金具有高的抗磨损和抗擦伤能力，但加工难度较大，一般用作重要镶块。近年来发展的粉末冶金模具钢具有高的耐磨性和高的韧性，制造镶块是良好的选择。推荐的常用的冲压成形模具用钢见表 13.5-199。

5）拉伸模具用钢的选择　拉伸模具是使金属薄板在凸模与凹模之间被拉伸变形，形成与凸模形状相近的杯状工件。拉伸模具主要是模具的抗磨损和防黏着性能，模具的使用寿命与被拉伸薄板的材质，模具的尺寸、硬度、表面状态、制造工艺，变形程度和润滑方式等有关。推荐的拉伸模具用钢见表 13.5-200。

6）压印模具用钢的选择　在压印模中，模具的主要失效形式是由于磨损和凹面塌陷、龟裂等原因。压印模材料的选择，应考虑模具的生产批量、复杂程度和所压工件的材质。推荐的压印模具材料见表 13.5-201。

5.3.2 热作模具钢的选用

1）锻压模具用钢的选择　用于热模锻压机和模锻锤上的热锻模具，包括模块、镶块及切边工具。热锻模具失效的主要原因包括受力过大、过热、磨损和热疲劳。由于大型热锻设备需要消耗很多的模具材料，模具材料在模具中所占的比例较高，因而，进行大型锻模模块的钢种选择，应慎重考虑。推荐的锻模模块及镶块用钢见表 13.5-202。

2）热挤压模具材料的选择　热挤压模具是在高温、高压和磨损、热疲劳等恶劣条件下服役的，热挤压是使塑性的金属材料坯料在高的压力下通过挤压模具的型腔形成而得到所要求形状的型材或管材。热挤压模具主要由挤压筒、压

表 13.5-198　推荐的冷挤压模具用钢的选择

被挤压材料		生产批量/件	
		5×10³	5×10⁴
凸模材料	铝合金	Cr5Mo1V	Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1，高速钢
	低碳钢		Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1，高速钢
	渗碳合金钢		Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1，高速钢，7Cr7Mo2V2Si
凹模材料	铝合金	T10	T10，CrWMn
	低碳钢	CrWMn，Cr5Mo1V	Cr5Mo1V（氮化），Cr12MoV
	渗碳合金钢	CrWMn，Cr5Mo1V	Cr5Mo1V（氮化），Cr12MoV
顶杆材料	铝合金	Cr5Mo1V	Cr12Mo1V，Cr12Mo1V1，高速钢
	低碳钢		Cr12Mo1V1，高速钢
	渗碳合金钢		7Cr7Mo2V2Si

表 13.5-199　冲压成形模具用钢选择

被加工材料	质量要求		生产批量/件				
	表面粗糙度	尺寸偏差/mm	10²	10³	10⁴	10⁵	10⁶
铝、铜、黄铜	无	无	环氧树脂-金属聚脂金属锌合金			合金铸铁-7CrSiMnMoV	铸铁-Cr5Mo1V镶块
铝、铜、黄铜	无	±0.1	环氧树脂-金属聚脂-金属锌合金		合金铸铁		
铝、铜、黄铜	低	±0.1					
低碳钢	无	无					
低碳钢	低	±0.1	锌合金		合金铸铁	合金铸铁，Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1镶块	合金铸铁，Cr12MoV，Cr12Mo1V1镶块
Ni-Cr不锈钢	无	无	环氧树脂-金属锌合金	锌合金	合金铸铁	合金铸铁，Cr5Mo1V镶块	
Ni-Cr不锈钢，耐热钢	低	±0.1	锌合金			合金铸铁，Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1（氮化）镶块	合金铸铁，Cr12Mo1V1（氮化）镶块

头、挤压顶头、垫块、凹模和心棒等部件组成。热挤压模具的失效主要是破裂、磨损、冲刷腐蚀、过热和热疲劳裂纹等原因。常用的金属热挤压坯料的温度见表 13.5-203，常用的热挤压模具用钢的选择见表 13.5-204。

3）压铸模具材料的选择　压铸模具材料不断地承受高速、高压喷射、金属的冲刷腐蚀和加热作用，因此必须具有良好的抗热疲劳性、红硬性和抗高温液态金属的冲刷、腐蚀性能。而且应具有良好的工艺性能。对于压铸模具的失效，主要形式为表面由于冷热疲劳产生的热疲劳裂纹和模具的变形和开裂。压铸模具材料的选择主要应根据压铸工件的材料、压铸模的工作温度和侵蚀程度来进行。为了提高模具的抗腐蚀性能，有时对模具采用氮化处理或采用耐蚀模具钢。常见的压铸模具用钢见表 13.5-205。

表 13.5-200　软钢薄板减薄拉伸模具用钢选择

工件拉伸减薄率/%		生产批量/件			
		10³	10⁴	10⁵	10⁶
拉伸凸模	<25	T8，T10	CrWMn	Cr5Mo1V	Cr5Mo1V，Cr12Mo1V1，7Cr7Mo2V2Si
	25～35	T8，T10	Cr5Mo1V	Cr5Mo1V	Cr12，Cr12MoV
	35～50	CrWMn，Cr5Mo1V	Cr5Mo1V	Cr12，Cr12Mo1V，7Cr7Mo2V2Si	Cr12，Cr12MoV1
	>50	Cr12MoV，Cr12Mo1V1	Cr12，Cr12MoV，Cr12Mo1V1	Cr12，Cr12MoV，7Cr7Mo2V2Si	Cr12，Cr12Mo1V1，高速钢
拉伸凹模	<25	T8，T10	CrWMn	CrWMn	Cr5Mo1V，Cr12MoV
	25～35	T8，T10	CrWMn，Cr5Mo1V	Cr5Mo1V，Cr12MoV	Cr12，Cr12MoV
	35～50	CrWMn	Cr5Mo1V，Cr12MoV	Cr12，Cr12MoV	Cr12，Cr12MoV
	>50	Cr5Mo1V，Cr12，Cr12MoV	Cr12，Cr12Mo1V1	Cr12，Cr12Mo1V1	Cr12，Cr12MoV1

表 13.5-201　常用压印模具材料的选择

被加工工件材料	生产批量/件		
	10³	10⁴	10⁵
铝合金	T8	T8，CrWMn	Cr12，Cr12MoV
铜合金	T10	T10，CrWMn	Cr12，Cr12MoV1
低碳钢	T8，T10	T10，CrWMn，Cr5Mo1V	Cr12，Cr12MoV1，7Cr7Mo2V2Si
合金结构钢	CrWMn	Cr5Mo1V	Cr12，Cr12Mo1V1
不锈钢			7Cr7Mo2V2Si
耐热钢			高速钢

表 13.5-202　锻模模块及镶块用钢的选择

被锻造材料	生产批量/件			
	锻模模块		锻造压机模块	
	1×10²～1×10⁴	>1×10⁴	1×10²～1×10⁴	>1×10⁴
非合金钢和低合金钢	5CrMnMo、5CrNiMo、5CrNiMoV，341～375HB	5CrNiMo、5CrNiMoV，369～388HB，或 4Cr5MoSiV1 镶块	5CrNiMo、5CrNiMoV 整体或 4Cr5MoSiV1 镶块，405～433HB	
不锈钢和耐热钢	5CrNiMo 或 5CrNiMoV 整体，341～375HB；或 4Cr5MoSiV1 镶块，429～448HB	5CrNiMo 或 5CrNiMoV 整体，388～429HB；或 4Cr5MoSiV1 镶块，429～448HB	5CrNiMo 或 5CrNiMoV 整体，388～429HB；或 4Cr5MoSiV1、4Cr3Mo3V 镶块，429～448HB	
铝、镁合金	5CrNiMo、5CrMnMo、5CrNiMoV、5CrNiMoV 341～375HB 或 4Cr5MoSiV1，405～433HB		5CrNiMo 和 5CrNiMoV，341～375HB；4Cr5MoSiV 和 4Cr3Mo3V，429～448HB	
铜合金	4Cr5MoSiV、4Cr5MoSiV1 和 4Cr3Mo3SiV，405～433HB		4Cr5MoSiV1 和 4Cr3Mo3SiV，429～448HB	

表 13.5-203 常见金属热挤压一般坯料的加热温度

被挤压金属种类	坯料加热温度范围/℃
铅合金	90～260
镁合金	340～430
铝合金	340～510
铜合金	650～1 100
钛合金	870～1 040
镍合金	1 100～1 260
钢	1 100～2 600

4）超塑性等温模锻用模具材料的选择 利用合金的超塑性进行模压时，被压制的合金和压制用的模具都保持在合金的超塑性的温度范围内，进行等温模压能在较小的变形抗力下得到尺寸精度高的、形状复杂的锻件。等温锻造钛合金的超塑性温度为 900～980℃，模具的工作温度很高，要求模具材料具有很高的热强性、抗氧化性能和抗热疲劳性能，因此一般采用镍基高温合金制造。而在 1 000℃以上工作的模具，一般都采用钼基或钨基难熔合金制造。

5.3.3 塑料模具钢的选用

塑料大致可分为热固性塑料和热塑性塑料两大类。由于压制塑料的种类不同，对塑料模具用钢分别提出了耐热、耐压、无磁、微变形等不同的要求。在塑料模具用钢的选择中，主要应考虑被压制塑料的材质、生产的批量、工件的复杂程度、尺寸精度和表面粗糙度等。常用的塑料模具用钢的选择见表 13.5-206。

表 13.5-204 常用热作模具的用钢选择

被热挤压工件材料	铝、镁合金		铜和铜合金		钢	
使用模具名称	模具材料	使用硬度 HRC	模具材料	使用硬度 HRC	模具材料	使用硬度 HRC
凹模	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV	47～51	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV，5Cr4W2Mo2SiV，3Cr2W8V	42～44	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV，5Cr4W2Mo2SiV，3Cr2W8V	44～48
凹模垫块及凹模环	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV	46～50	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV	40～44	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV	40～44
心棒	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	46～50	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	40～44	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	46～50
心棒头及镶块	W6Mo5Cr4V2，6W6Mo5Cr4V	55～60	6W6Mo5Cr4V，Ni 基高温合金		4Cr5MoSiV1，3Cr2W8V	44～50
挤压钢内套	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV	42～47	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	42～47	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	42～47
垫块	4Cr5MoSiV1，4Cr5MoSiV	40～44	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	40～44	4Cr5MoSiV1，4Cr3Mo3SiV	40～44

表 13.5-205 常用压铸模具用钢的选择

压铸工件的材料	使用的模具用钢	使用硬度 HRC
锌合金（中、小批量生产）	3Cr2Mo、3Cr2NiMnMo	30～34
锌合金（大批量生产）	4Cr5MoSiV1	44～46

续表 13.5-205

压铸工件的材料	使用的模具用钢	使用硬度 HRC
铝、镁合金	4Cr5MoSiV1，3Cr3Mo3W2V	45～48
铜合金	3Cr3Mo3W2V，3Cr2W8V，4Cr4W4Co4V2（H19），3Cr12W12V	44～48

表 13.5-206 常用塑料模具用钢的选择

塑料类别	塑料名称	生产批量/件			
热固性塑料	通用型（酚醛，密胺，聚酯等）	$<10^5$	$10^5\sim5\times10^5$	$5\times10^5\sim1\times10^6$	$>1\times10^6$
	强化型（上述塑料加入纤维或金属粉强化剂）	45，50，55 钢，渗碳钢淬火	3Cr2Mo，4Cr5MoSiV1，渗碳合金钢渗碳淬火	Cr12，Cr12MoV，Cr12Mo1V1，7Cr7Mo2V2Si	Cr12，Cr12Mo1V1
热塑性塑料	工程塑料（尼龙，聚碳酸酯等）	45，50，55 钢，合金钢渗碳淬火，3Cr2Mo	3Cr2Mo，3Cr2NiMnMo，时效硬化型合金钢渗碳淬火	4Cr5MoSiV1＋S，5CrNiMoSVCa，合金钢渗碳淬火	Cr12，Cr12Mo1V1
	通用型塑料（聚乙烯，聚丙烯，ABS 等）	45，50，55 钢，合金钢渗碳淬火	3Cr2Mo，3Cr2NiMnMo，合金钢渗碳淬火	4Cr5MoSiV1＋S，5CrNiMoSVCa，时效硬化钢		
	强化工程塑料（工程塑料中加入纤维、金属粉等强化剂）	3Cr2Mo，合金钢渗碳淬火	4Cr5MoSiV1＋S，合金钢渗碳淬火	4Cr5MoSiV1＋S，Cr12MoV	Cr12，Cr12MoV，Cr12Mo1V1
	阻燃塑料（添加阻燃剂）	3Cr2Mo＋镀层	Cr14Mo，3Cr17Mo，Cr18Mo	Cr18Mo	Cr18Mo＋镀层
	聚氯乙烯	3Cr2Mo＋镀层	Cr14Mo，3Cr17Mo，Cr18Mo	Cr18Mo	Cr18Mo＋镀层
	氟化塑料	Cr14Mo，3Cr17Mo，Cr18Mo	Cr14Mo，3Cr17Mo，Cr18Mo	Cr18Mo	Cr18Mo＋镀层

编写：马党参（钢铁研究总院）
陈再枝（钢铁研究总院）

第6章　高速工具钢

高速工具钢主要用于制造机床切削工具，简称高速钢或高工钢，俗称锋钢。高速钢是高碳高合金莱氏体钢，含有大量贵重合金元素 W、Mo、Cr 和 V 等，成分复杂，价格昂贵，虽然产量不高，但在特殊钢中却占有重要地位。高速钢通过特殊的热处理之后，可获得优异的性能：硬度高达 63～70HRC；耐热性很好，在 550～600℃的高温下，仍能保持 60HRC 以上的高硬度；耐磨性好；并且还具有良好的韧性等。高速钢除了用作机床切削工具之外，还被用于制造高档冷、热作模具、轧辊、高温轴承和具有高硬度、高精度、耐热和耐磨的特殊机械零件等，预计今后高速钢在零部件方面的应用还将增加。

"工欲善其事，必先利其器"。制造"利器"必须使用好的材料。而高速钢正是具有优越性能、能够进行高速切削的刃具材料。高速钢伴随世界工业的发展而发展，并对工业的发展起到促进的作用。

现在公认高速钢正式诞生于 1900 年，以 W.Taylor 和 M.White 发明了接近熔点的高温淬火工艺为标帜。通过高温淬火，使 Cr-W 自硬钢的切削速度大大提高，使生产能力提高了 340%，引起了当时机床与工具行业的革命性变革。在 1910 年研究出了第一个 W 系高速钢 W18Cr4V（T1）的成分，使切削中碳钢的速度提高到 30 m/min。在这之后向钢中加 Co，发明了含 Co 高速钢，使切削速度提高到 40 m/min 以上。在 20 世纪 30 年代，相继发明了 Mo 系高速钢 W2Mo9Cr4V（M1）和 W-Mo 系高速钢 W6Mo5Cr4V2（M2）。并且还发明了钒的质量分数为 3%～5%的高碳、高钒高速钢，淬回火硬度高达 67～68HRC，称之为"超级高速钢"。在 20 世纪 40 年代，在二次世界大战期间，由于合金元素短缺，发明出了低合金高速钢 ABCⅢ（W3MoCrV3）。

在 20 世纪 60 年代，发明了以 W2Mo9Cr4Co8（M42）为代表的超硬高速钢系列，使高速钢在切削高温合金和高强度钢等难切削材料的能力方面得到提高，推动了航空航天、汽车和电力工业等领域的发展。

在 20 世纪 70 年代，由于粉末高速钢的发明，不但解决了用常规熔铸方法生产的高速钢中的碳化物严重偏析等固有缺陷，并使高速钢在合金化方面又有新的突破。粉末高速钢中的碳和合金元素含量能够进一步提高，因此提高了钢的性能，把高速钢的发展推向了一个新的阶段。自粉末高速钢诞生以来，生产技术不断改进、完善，在钢种方面的研究持续进行，粉末高速钢的硬度、耐磨性、热硬性、强度和韧性等显著提高。虽然钒含量提高，但由于碳化物颗粒尺寸细小，使可磨削性能明显改善，因此在制造高性能刀具方面粉末高速钢发挥了更大作用。

从 20 世纪 80 年以来，物理气相沉积（PVD）TiN 表面涂层成功的用于高速钢刀具的表面改性，提高了刀具的切削速度和生产效率。目前高速钢表面涂层技术发展很快，将会使高速钢刀具的切削能力有更大的提高。

在高速钢诞生之后，硬质合金、金属陶瓷、立方氮化硼和聚晶金刚石等性能更高的刃具材料相继问世，其中硬质合金的发展较快，用量最多。高速钢和硬质合金是当前两种最主要的刃具材料。硬质合金的硬度、耐磨性和耐热性等优于高速钢，但韧性、可成形性能以及可磨削性能等比高速钢差，因此制造精密、复杂和表面质量要求很高的刀具仍是非高速钢莫属。现在全世界用高速钢制造的金属切削刀具的产值约占全部金属切削刀具产值的一半。

由于高速钢的应用范围日益扩大，所以根据不同的应用要求，高速钢的合金成分、生产工艺和热处理工艺等方面都在不断的发展。

（1）我国高速钢概况

解放前我国几乎不生产高速钢。解放以后高速钢的生产逐渐发展，但在很长时间内，主要只生产 W18Cr4V 一个钢号。在 20 世纪 80 年代，我国高速钢得到了迅速发展，主要表现在以下几个方面。1）产量很快增加，在 80 年代初年产 1 万多吨，到 1989 年年产已增加到 3.89 万吨，使我国步入世界高速钢生产大国行列。2）W-Mo 系高速钢产量增加，并逐渐取代了 W18Cr4V 占据高速钢生产的主导地位。3）特种高速钢生产增加。4）发展了低合金高速钢新钢种。5）高速钢品种增加，锻材、轧材、小型材、钢丝、钢板和钢带等品种都能生产，并能够批量供应。6）加强科研攻关，对我国高速钢发展起到了很重要的推动作用。由于这一阶段高速钢的发展，使有些品种的钢材（例如冷拔高速钢丝等）完全能立足国内生产，不再需要进口。国内生产的高速钢不但能基本满足国内市场的需要，并且能批量出口，还使高速钢刀具的出口量很快增长。在 20 世纪 90 年代，由于市场的变化，高速钢的年产量有所下降。进入 21 世纪之后，由于机床工具行业的复苏，高速钢的产量也随之增加，2002 年年产量已增至 4.69 万吨，2003 年已增加到近 5 万吨，2004 年已超过 5 万吨。

我国虽是高速钢生产大国，但与工业发达国家相比，还存在许多差距。我国现在不能生产粉末高速钢，因此影响了高档切削工具的发展；国产高速钢无论内部质量还是表面质量，都存在着一些问题，因此今后提高国产高速钢的质量将是非常重要的任务。

（2）高速钢的分类、钢号和标准

高速钢有多种分类方法，但通常按使用习惯进行分类，主要分类方法有两种，即按成分分类和按性能分类。

1）按成分分类　按成分主要可分为 W 系、Mo 系和 W-Mo 系 3 大类。

① W 系高速钢　该类钢中钨质量分数高于 9%，钼质量分数少于 1%。钢号有 W18Cr4V、W18Cr4V2、W18Cr4VCo5、W18Cr4V2Co8、W18Cr4V2Co12、W14Cr4V2Co5、W14Cr4VMnRE、W12Cr4V3、W12Cr4V5Co5、W12Cr4V4Mo、W9Cr4V2、W9Cr4V5 和 W9Cr4V2Co5 等。W18Cr4V 是 W 系高速钢的代表性钢号。

② Mo 系高速钢　这类钢中的钼质量分数为 4%～10%，钨质量分数不超过 2%。钢号有 W2Mo8Cr4V、W2Mo9Cr4V2、W2Mo8Cr4VCo5、W2Mo9Cr4VCo5、W2Mo9Cr4VCo8、W2Mo8Cr-4VCo8、Mo4Cr4V、WMo4Cr4V2 等。代表性钢号是 W2Mo8Cr4V 和 W2Mo9Cr4V2。

③ W-Mo 系高速钢　W-Mo 系高速钢介于 W 系和 Mo 系高速钢之间，W 质量分数为 3%～12%，Mo 质量分数为 3%～8%。此类钢的钢号很多，其中有 W6Mo5Cr4V2、W6Mo5Cr4V3、W6Mo5Cr4V4、W6Mo5Cr4V2Co5、W6Mo5Cr4V2Co8、W6Mo5Cr-4V2Al、W7Mo4Cr4V、W7Mo4Cr4V2Co5、W5Mo7Cr4V2Co12、W9Mo3Cr4V、W9Mo3Cr4V3、W9Mo3Cr4VAl、W9Mo3Cr4VCo5、W10Mo4Cr4V3Co10、W7Mo6Cr4V3Co12、W12Mo3Cr4VCo3N、W8Mo5Cr4VCo3N、W12Mo3Cr4V3N等。W-Mo 系高速钢的代表性钢号是 W6Mo5Cr4V2。

以上所列钢号都是用常规熔、铸方法生产的，不包括粉末高速钢号。

2）按性能分类　按性能主要分成两大类：通用高速钢和特种高速钢。

①通用高速钢　通用高速钢故名思义是各种刀具都能用它来制造的通用钢种，使用广泛，用量最大。代表性钢号有 W18Cr4V、W2Mo9Cr4V2 和 W6Mo5Cr4V2，其中 W6Mo5Cr4V 是世界上应用最多的高速钢种。

②特种高速钢　特种高速钢又称高性能高速钢或特种高性能高速钢。该类钢又可分为高钒型、含钴型和超硬型3种。

高V特种高速钢中的V质量分数一般在3%以上，历史上曾称为“超高速钢”，这类钢的钢种有 W6Mo5Cr4V3、W9Mo3Cr4V3 和 W12Cr4V4Mo 等。

含Co高速钢中的Co质量分数在5%～13%之间，其中也可以含有较高的V，这类钢的钢号有 W6Mo5Cr4V2Co5、W6Mo5Cr4V2Co8、W18Cr4VCo5、W18Cr4V2Co8 和 W12Cr4V5Co5 等。

超硬高速钢的特点是碳含量很高，接近平衡碳值，绝大多数钢种钴质量分数都为5%～12%，在一些钢种中还含有较高的V。它们在热处理之后能获得68HRC以上的高硬度。在我国还发明了无Co或低Co型超硬高速钢种，例如 W6Mo5Co4V2Al、W12Mo3Cr4V3N 和 W8Mo5Cr4VCo3N 等。超硬高速钢的代表性钢种是 W2Mo9Cr4VCo8（M42）。

粉末高速钢和低合金高速钢这两种钢未包括在上面的两类钢中。事实上粉末高速钢是性能更高的特种高速钢。低合金高速钢的性能比通用高速钢要差一些，因此也有“半高速钢”之称。这两种高速钢将在下面有关部分专门进行分析论述。

3）高速钢标准

①ISO国际标准　世界标准组织（ISO）公布的高速钢种见表13.6-1，共有16个钢号，包括通用高速钢、特种高速钢和低合金高速钢，基本上代表了目前国际市场上使用较多的高速钢种，其中没有粉末高速钢种。

表13.6-1　ISO国际标准高速钢钢号和主要化学成分

钢　号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
ISO国际标准高速钢（ISO4957—1999）						
HS0-4-1	0.77～0.85	3.90～4.40	4.00～4.50		0.90～1.10	
HS1-4-2	0.85～0.95	3.60～4.30	4.10～4.80	0.80～1.40	1.70～2.20	
HS1-8-1	0.77～0.87	3.50～4.50	8.00～9.00	1.40～2.00	1.00～1.40	
HS2-9-1-8	1.05～1.15	3.50～4.50	9.00～10.0	1.20～1.90	0.90～1.30	7.50～8.50
HS2-9-2	0.95～1.05	3.50～4.50	8.20～9.20	1.50～2.10	1.70～2.20	
HS3-3-2	0.95～1.03	3.80～4.50	2.50～2.90	2.70～3.00	2.20～2.50	
HS6-5-2	0.80～0.88	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	1.70～2.10	
HS6-5-2C	0.86～0.94	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	1.70～2.10	
HS6-5-2-5	0.87～0.95	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	1.70～2.10	4.50～5.00
HS6-5-3	1.15～1.25	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	2.70～3.20	
HS6-5-3C	1.25～1.32	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	2.70～3.20	
HS6-5-3-8	1.23～1.33	3.80～4.50	4.70～5.30	5.90～6.70	2.70～3.20	8.00～8.80
HS6-5-4	1.25～1.40	3.80～4.50	4.20～5.00	5.20～6.00	3.70～4.20	
HS6-6-2	1.00～1.10	3.80～4.50	5.50～6.50	5.90～6.70	2.30～2.60	
HS10-4-3-10	1.20～1.35	3.80～4.50	3.20～3.90	9.00～10.00	3.00～3.50	9.50～10.50
HS18-0-1	0.73～0.83	3.80～4.50	—	17.2～18.7	1.00～1.20	

②我国标准高速钢钢种　表13.6-2中是我国高速钢棒材 GB 9943—88 中公布的纳标钢号，共有14个钢种，包括了通用高速钢和特种高速钢，未将低合金高速钢纳标。其中的 W9Mo3Cr4V 是我国研制的通用高速钢钢种，W6Mo5Cr4-V2Al 是我国研制的超硬高速钢钢种，用量都比较多。

表13.6-2　我国高速钢棒材标准 GB/T 9943—1988 中的纳标钢号和化学成分

钢　号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
W18Cr4V	0.70～0.80	3.80～4.40	≤0.30	17.50～19.00	1.00～1.10	
W18Cr4VCo5	0.70～0.80	3.75～4.50	0.40～1.00	17.50～19.00	0.80～2.40	4.25～5.75
W18Cr4V2Co8	0.75～0.85	3.75～4.50	0.50～1.25	17.50～19.00	4.50～5.25	7.00～9.50
W12Cr4V5Co5	1.50～1.60	3.75～4.50	≤1.00	11.75～13.00	1.75～2.20	4.75～5.75
W6Mo5Cr4V2	0.80～0.90	3.80～4.40	4.50～5.50	5.50～6.75	1.75～2.20	

续表 13.6-2

钢　号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
CW6Mo5Cr4V2	0.95～1.05	3.80～4.40	4.50～5.50	5.50～6.75	1.75～2.20	
W6Mo5Cr4V3	1.00～1.10	3.75～4.50	4.75～6.50	5.00～6.75	2.25～2.75	
CW6Mo5Cr4V3	1.15～1.25	3.75～4.50	4.75～6.50	5.00～6.75	2.75～3.25	
W2Mo9Cr4V2	0.97～1.05	3.50～4.00	8.20～9.20	1.40～2.10	1.75～2.25	
W6Mo5Cr4V2Co5	0.80～0.90	3.75～4.50	4.50～5.50	5.50～6.50	1.75～2.25	4.50～5.50
W7Mo4Cr4V2Co5	1.05～1.15	3.75～4.50	3.25～4.25	6.25～7.00	1.75～2.25	4.75～5.75
W2Mo9Cr4VCo8	1.05～1.15	3.50～4.25	9.00～10.00	1.15～1.85	0.95～1.70	7.75～8.75
W9Mo3Cr4V	0.77～0.87	3.80～4.40	2.70～3.30	8.50～9.50	1.30～1.70	
W6Mo5Cr4V2Al	1.05～1.20	3.80～4.40	4.50～5.50	5.50～6.75	1.75～2.20	Al 0.80～1.20

美国、德国、瑞典、前苏联、日本、英国、法国和意大利等国家高速钢标准中的钢号见第9节。

(3) 高速钢的性能特征

在这里所讨论的高速钢的性能主要包括高速钢的使用性能和工艺性能。高速钢的主要用途是制造切削工具，对其使用性能的要求是必须具有良好的切削能力，因此材料要具有高硬度、较高的耐热性能（在较高的温度下仍能够保持较高的硬度）、耐磨性和良好的韧性等，以上这些性能都是在淬火和回火处理之后得到的。高速钢的工艺性能是指在加工成材和工具制造过程中高速钢的热、冷塑性变形能力、氧化脱碳敏感性、淬火过热敏感性、裂纹敏感性、可磨削性和可焊接性等，这些性能对高速钢的生产和应用都很重要。

1) 使用性能

① 硬度　这里所指的硬度是高速钢在淬火和回火处理之后所能达到的硬度，称为淬回火硬度或二次硬度。高速钢是典型的二次硬化钢，其二次硬化的能力（即二次硬度的高低）取决于钢的化学成分和淬火温度等。

② 高温硬度　将钢加热到500～650℃的高温状态下，钢所能够保持的硬度。高温硬度的高低表明了钢的耐热能力，对于高速钢的切削能力十分重要。因为在通常的切削条件下，刀具升温大约为500～650℃，此时硬度的高低直接影响着刀具的使用能力。

③ 红硬性　高速钢的红硬性包括双重内容：a. 高温硬度。b. 钢在淬、回火处理之后，继续在高于回火的温度加热，由于组织的转变而导致硬度下降，从硬度下降的程度可以表明组织的稳定情况。把经过这种处理后的硬度值称为抗回火软化性或热稳定性，也有人称其为抗回火稳定性。20世纪70年代以前，因为高温硬度测试技术不成熟，判定红硬性仅采用抗回火稳定性试验，即将淬回火之后的钢再在600～650℃之间的某一温度进行加热，保温4 h，冷至室温后测其硬度。该项试验至今仍然采用，数据的高低也表明了钢的耐热能力，也是对刀具实际应用的模拟，因为刀具要反复使用。

④ 抗压强度　抗压强度是工具材料基本的、最接近工作条件的力学性能之一，高速钢是要求抗压屈服强度 $\sigma_{0.2c}$ 在2 000～3 000 MPa之间或抗压断裂强度 σ_{bc} 在3 000～4 000 MPa范围之内的工模具的最适宜选材。

⑤ 冲击韧性和抗弯性能　通常用冲击韧性和抗弯性能这两项试验来考察高速钢的韧性。

韧性对高速钢切削性能的影响很大，特别是在断续切削的条件下，刀具必须具备一定的承受冲击载荷的能力，因此冲击韧性也是高速钢的一项基本性能指标。由于淬回火之后的高速钢很硬，裂纹敏感性强，所以采用无缺口冲击试样。

静弯曲试验可测出完整的应力-载荷曲线数据分散度比冲击试验小，因而对于硬而脆的工具材料能够提供韧性数据。

高速钢的韧性与化学成分、组织、淬火和回火温度都有很大的关系。如何改善高速钢的韧性是一项重要而艰难的任务。

⑥ 耐磨性　刀具在切削过程中多是因磨损而失效，所以耐磨性对于高速钢非常重要。然而刀具的磨损比一般金属材料的磨损要复杂得多，影响因素也多。在高速切削条件下产生的大量摩擦热使刀刃温度很快上升到550～600℃，使刀具短则几分钟、长则数小时便磨钝失效。刀具磨损包括磨粒磨损黏着磨损、扩散磨损和氧化磨损等多重磨损方式，还有刀具的微崩刃使磨损加重，因此一般的干滑动磨损、二体磨损等试验固然能说明一些问题，但更重要的是需进行直接的刀具耐磨性试验来考查检验耐磨性，其试验结果应是刀具材料的强韧性、耐热性、抗氧化性以及冶金质量等方面的综合效果。

2) 工艺性能

① 热塑性　高速钢变形困难，热塑性差，铸态钢的热塑性更差。因为高速钢是莱氏体钢，其铸态组织中的共晶碳化物形成网络状将基体分割成不连续的状态。在开坯锻造时需缓慢加热，开始时勤翻轻打，待莱氏体网破碎之后方可重打。但既便成坯之后，高速钢仍属于热塑性最差的合金钢种之一。

常用落锤、高温拉伸和热扭转等试验方法研究高速钢的热塑性，落锤适用于研究铸态热塑性，后两种方法适用于研究各类钢。但无论使用哪种方法，所得到的高速钢的热塑性规律都是一致的。以W6Mo5Cr4V2（M2）变形钢材的热扭转试验为例，在(820±50)℃的温度范围内，有一个超塑性区；在1 050～1 150℃之间，是高温热塑性高的区域。现在国内外都已利用超塑性轧制高速钢板。铸态热塑性规律与变形钢相似，但高温热塑性高的峰值区域温度值高约30～50℃，钢锭开坯应在这一温度范围内进行。不同成分高速钢的高温热塑性峰值温度范围可能不同，一般来讲，W系高速钢的峰值范围宽，W-Mo系高速钢次之，Mo系高速钢最窄。

② 氧化与脱碳敏感性　高速钢在锻轧高温加热时产生氧化，能使钢的收得率损失2%～3%。相比之下，W系高速钢的抗氧化性能比W-Mo系高速钢和Mo系高速钢要好，Mo系高速钢最差。含Al钢的氧化倾向也较大。W-Mo系高速钢和Mo系高速钢在退火时有时也能产生灾难性氧化，由于炉内含氧充足，在钢材表面上生成了 MoO_3，其与Fe反应生成复合氧化物 Fe_3MoO_4。MoO_3，其熔点仅795℃，而退火

温度多在 850℃之上，因此 MoO_3 会发生熔化并与 Fe 产生反应，故在钢材表面上造成麻坑，严重恶化了钢材的表面质量，造成“灾难性氧化”，含 Al 钢在退火时也能形成严重的氧化皮。

脱碳敏感性高是高速钢的另一个重要特性。高速钢是高碳钢，在锻轧加工高温加热和在退火时，容易产生表层脱碳，并且脱掉的不仅有碳，还有大量合金元素，因此对钢的质量和工具的质量都能造成严重危害。高速钢的脱碳倾向也是 Mo 系高速钢最高，W 系高速钢较低，W-Mo 系高速钢介于两者之间。Al 钢的脱碳倾向也较高。

③ 淬火过热敏感性　淬火过热敏感性也是高速钢的一个重要工艺特性。因为高速钢的淬火温度接近熔点，当淬火过热敏感性高时，温度稍有提高便产生过热，造成无法挽救的后果。用金相法测定钢的晶粒度和观察钢中碳化物的变化来评定淬火过热敏感性。相比之下 W 系高速钢的过热敏感性较低，W-Mo 系高速钢较高，而 Mo 系高速钢最高。

④ 裂纹敏感性　高速钢的热导率低，碳化物多，组织不均匀，裂纹敏感性高。在淬火状态高速钢中，由于淬火马氏体中的含碳量高，畸变大，很容易产生裂纹，特别是在工件的尖角等应力易集中之处。裂纹一旦产生，便无法挽救，因此一定要选择好淬火方法并应在淬火后及时回火。钢材在热加工之后冷却时，由于加工应力、热应力和组织应力的迭加，很容易产生裂纹，因此应注意缓冷，并应及时退火，而红送退火最好。

钢中的碳含量和合金元素含量愈高，裂纹敏感性也愈高。另外，含钴钢的裂纹敏感性较高。

⑤ 可磨削性　任何工具制造的最后一道工序都是磨削精加工，在淬火和回火之后须磨到所要求的精度和表面粗糙度才能投入应用，因此要求材料的可磨削加工性能较好，否则不但不易磨到所要求的精度和表面粗糙度，并且还易“磨糊”，即因产生的磨削热过多使表面升温太高而导致退火，因此使工具的质量和切削能力严重下降。影响高速钢可磨削性能的关键因素是钢中的钒含量和 MC 碳化物的颗粒尺寸。因 MC 的硬度很高（为 2 500～3 200HV），超过了氧化铝砂轮的硬度（约为 2 500HV）。钢中钒含量愈高，MC 碳化物愈多，且 MC 尺寸愈大，愈不易磨削。高钒钢因可磨削性太差，故应用受到限制。粉末高速钢中的钒含量虽高，但因颗粒细小，所以使可磨削性得到改善。钢中加入少量硫能改善可磨削性，但会使热塑性变差。

除了上述几项工艺性能之外，高速钢的冷塑性、异向性和可焊接性能等都是重要的工艺性能，在这里就不逐一进行介绍了。

(4) 高速钢的品种和规格

高速钢的主要用途是制造切削刀具。由于机械加工的多样性，所以对切削刀具的要求是各式各样、复杂繁多、形状尺寸各异。因此作为刀具材料的高速钢就必须通过锻轧、拉拔、剥皮和磨光等多种冷、热加工方式，生产出多种规格品种的钢材，才能满足市场的要求，而这也正是高速钢优于硬质合金和金属陶瓷等其他类工具材料的一个方面。

我国现在能生产的高速钢的品种和规格见表 13.6-3。

表 13.6-3　我国生产的高速钢的品种和规格

品种	锻材	轧材	剥皮、冷拉材	盘圆	钢丝	钢板	钢带	扁钢
规格 /mm	φ60 ～300	φ8 ～100	φ1 ～80	φ8 ～16	φ1 ～9	厚 1 ～10	厚 0.5 ～1.8	厚 10 ～90

1　合金元素在钢中的作用

高速钢中的合金含量很高，成分比较复杂。其中 C 和 W、Mo、Cr、V 是基本的合金元素，占高速钢用量最多的通用高速钢主要就含这几种元素。

高速钢中的碳的质量分数在 0.65%～2.5% 范围内变动，与钢中的 W、Mo、Cr 和 V 等强碳化物形成元素结合生成了不同类型的一次和二次碳化物，对钢的性能起到了关键的作用。Co、Al 和 Si 是非碳化物形成元素，在高性能高速钢中加 Co，可显著提高钢的硬度和耐热性能；在低合金高速钢中加 Si，能提高硬度，S、P 是有害杂质元素，但有时钢中还加入少量 S 以改善钢的可磨削性能。稀土元素加入到钢中能显著改善钢的热塑性，提高成材率。高速钢中的其他合金元素还有 N、Mn、Nb、Ti、Zr 和 Hf 等，加入到钢中都有其特定的作用。

1.1　C 的作用

C 在高速钢中与 W、Mo、Cr 和 V 结合生成 M_6C、MC、M_2C、$M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 等多种类型的复合碳化物，数量高达 20%～30%。在淬火高温奥氏体化时，约有一半的碳化物溶入基体之中，使基体在淬火后处于碳和合金元素的过饱和状态。在随后的回火过程中，使弥散、细小（纳米级）的二次碳化物从基体中析出，并与基体共格，产生很强的二次硬化效应，对钢的使用性能产生了很大的影响。由此可见，碳对高速钢的作用是非常重要的。

1.1.1　碳含量对淬火硬度的影响

当钢中合金元素含量一定的情况下，在碳含量不高时，钢的淬火硬度是随着淬火温度的升高而增加；但当碳含量增加到一定值后，淬火硬度随温度的变化表现出了相反的情况，即随淬火温度升高而下降，这是由于残余奥氏体量增加的原因。

图 13.6-1 是碳含量对 W18Cr4V 钢淬火态硬度的影响曲线。当碳的质量分数在 0.52%～0.67% 范围内时，淬火温度升高，硬度增加；当碳的质量分数增加到 0.72% 时，随温度升高硬度的增加很缓慢，并且在高于 1 300℃ 淬火时，硬度下降；当碳的质量分数增加到 0.78% 时，硬度则随淬火温度的升高而下降。

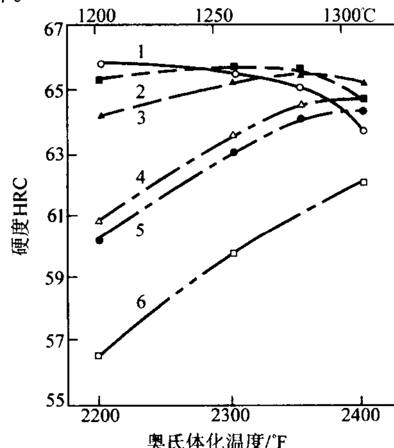


图 13.6-1　碳含量对 W18Cr4V 钢淬火态硬度的影响

碳含量（质量分数）(%)：1—0.78；2—0.72；3—0.67；4—0.57；5—0.58；6—0.52；

1.1.2　碳含量对回火硬度的影响

图 13.6-2 是碳含量对 W18Cr4V 钢回火硬度的影响，两个图的淬火温度分别是 1 206℃ 和 1 290℃。从图上可以看出以下的规律：1）不同含碳量的钢在不同温度淬火和回火之后，最高硬度峰值都出现在 500℃ 以上回火之后。2）在相同淬火温度下，随碳含量增加峰值回火硬度升高。3）在相同碳含量的钢中，淬火温度高时，回火硬度峰值也高。

然而，随着碳含量的增加淬回火后硬度的增加是有限制

的，当增加到某一碳含量之后淬回火峰值硬度会下降，如图13.6-2所示。对于W6Mo5Cr4V2钢，获得最高回火硬度的碳含量 w_C 约为1.1%，碳含量 w_C 高于1.1%时，最高回火硬度则会下降。另外，随钢中碳含量增加，在淬火之后获得最高硬度的回火温度也在增加。

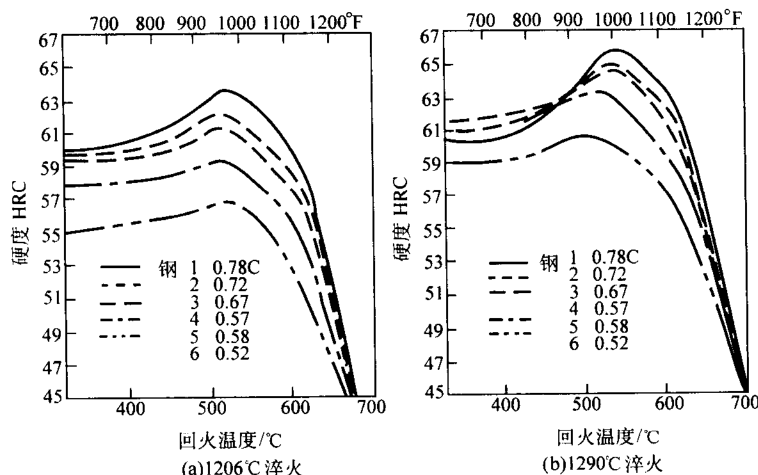


图13.6-2　碳含量（质量分数）对W18Cr4V钢回火硬度的影响

1.1.3　碳含量对韧性的影响

当高速钢中合金成分一定时，随着碳含量的增加，钢的韧性下降。这与碳含量增加后，淬火钢基体中的孪晶马氏体增多有关。

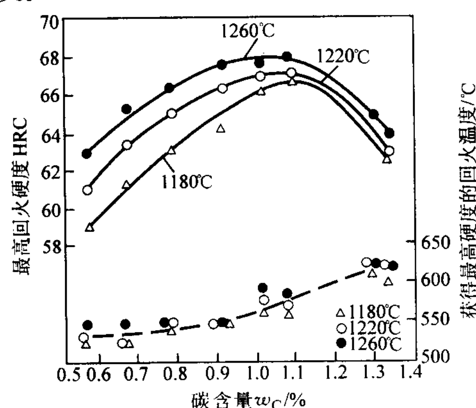


图13.6-3　碳含量对W6Mo5Cr4V2钢回火硬度的影响

图13.6-4是不同碳含量对W18Cr4V钢和W6Mo5Cr4V钢抗弯强度和冲击韧度的影响。可以看出，随着碳含量的增加，两种钢的抗弯强度和冲击韧度都下降。

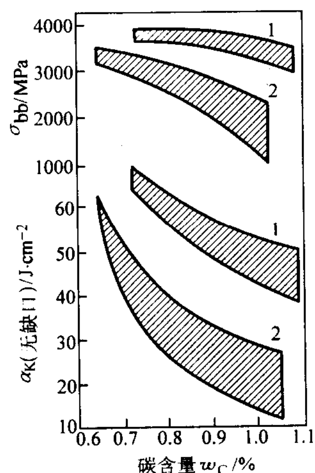


图13.6-4　不同碳含量对W18Cr4V和W6Mo5Cr4V2钢的抗弯强度和冲击韧度的影响

1—W6Mo5Cr4V2；2—W18Cr4V

1.1.4　平衡碳计算公式和高速钢中碳含量的控制

在高速钢的发展过程中，人们很早就注意到，仅仅增加钢中的合金含量而不同时增加碳含量，钢的二次硬度和红硬性等性能不一定就能提高，只有当合金含量与碳含量之间符合某种平衡关系时，才能得到最高的二次硬度和红硬性。G. 斯蒂文（G. Steven）在前人工作的基础上，通过对62个试验成分钢的研究，于1964年提出了有名的"平衡碳"计算公式，并同时发表了M41超硬高速钢的成分。

平衡碳计算公式是：

$$C_p = 0.033\ W + 0.063\ Mo + 0.060\ Cr + 0.20\ V \quad (13.6\text{-}1)$$

式中，W为钢中W的质量分数，%；Mo为钢中Mo的质量分数，%；Cr为钢中Cr的质量分数，%；V为钢中V的质量分数，%。

该公式是基于对高速钢的性能和碳化物的研究后提出的。假定在退火状态高速钢中的碳化物可认为是Fe4W2C、Fe4Mo2C、Cr23C6和VC；在淬火之后回火从马氏体基体中弥散析出的细小碳化物是VC、W2C和Mo2C，将碳化物中碳和合金元素的原子比换算成质量分数，就得出了 C_p 公式中各元素质量分数前的配碳系数。

上式虽是经验公式，但事实证明，如果钢中的碳含量符合该式时，可获得最高的二次硬化效果。例如，图13.6-3中W6Mo5Cr4V2钢的硬度与碳含量的关系就符合这一公式。按式（13.6-1）计算，W6Mo5Cr4V2钢的 C_p 值约为1.1%，而图13.6-3恰恰表明，W6Mo5Cr4V2的碳含量（质量分数）约为1.1%时，可获得最高的二次硬度。在平衡碳公式发表之后，研究出了M40系列超硬高速钢，其中每个钢的成分都基本符合 C_p 公式。由此可见，平衡碳计算公式是超硬高速钢诞生的基础。

平衡碳计算公式在我国高速钢的研制和生产中得到了广泛的应用。我国的高速钢研究者在该式的基础上又提出了平衡碳差值 ΔC 和碳饱和度 A 两个概念。

ΔC 是平衡碳值 C_p 和实际碳含量 C_s 之间的差值，即：

$$\Delta C = C_p - C_s \quad (13.6\text{-}2)$$

A 是实际碳含量 C_s 与平衡碳 C_p 之间的比值，即：

$$A = C_s / C_p \quad (13.6\text{-}3)$$

对于超硬高速钢，$\Delta C \approx 0$，$A \approx 1$，可获得最高的二次硬

度。

对于通用高速钢，不仅要考虑钢的硬度，还要考虑钢的韧性和塑性，因此实际碳含量要比平衡碳值低。在研制W9Mo3Cr4V时，全面研究了ΔC值对钢的各项性能的影响，ΔC选定为0.20%。对于W6Mo5Cr4V2钢，ΔC控制约为0.25%，A约为0.75，钢的全面性能较好。

根据钢的平衡碳值C_p和碳饱和度值A基本可判定钢的二次硬度。在图13.6-5中对多种工具钢的二次硬度与C_p和A值的关系进行了归纳。

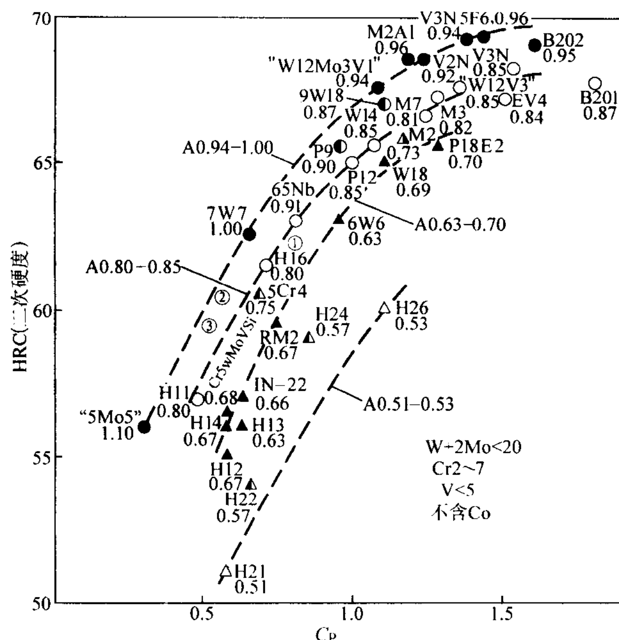


图13.6-5 合金工具钢二次硬度HRC与平衡碳值C_p和碳饱和度A之间的关系

1.2 W的作用

W是W系和W-Mo系高速钢的主要合金元素。在高速钢的发展史上，W系高速钢具有特别重要的地位。通用高速钢W18Cr4V自1910年诞生之后，作为最主要的高速钢种应用长达50年之久，并且至到现在仍在使用。高速的很多规律都是通过对W18Cr4V钢的研究得出的。

W是强碳化物形成元素，在高速中与C和Fe等元素结合生成复合碳化物M_6C（在M_6C中，除了Fe和W之外，还溶解有Mo、Cr和V等其他元素，它们在M_6C中的含量与在钢中的含量呈正相关关系）。M_6C的硬度很高，因此对钢的耐磨性起较大作用。在淬火高温加热时，约有一半的碳化物（主要是二次碳化物）固溶入奥氏体基体之中，使淬火钢的基体处于碳和合金元素的过饱和状态。在随后的回火过程中，弥散、细小的碳化物M_2C、MC等从马氏体基体中析出，并与基体共格，使钢产生二次硬化。由此可见，W对钢的二次硬化贡献很大。在高温奥氏体化时，未溶入基体中的碳化物（主要是一次碳化物）能阻碍奥氏体晶粒长大，使钢具有细为9~11级的晶粒度。

含W高的高速钢熔点较高，因此可以承受较高的淬火温度而不易过热。高W钢的热稳定性也较好，可进行热加工和热处理的温度范围较宽且脱碳敏感性较低。

由于高W钢在钢水凝固时析出的一次共晶碳化物主要是鱼骨状的M_6C，比较粗大，不易在热加工时破碎均匀，热塑性较差，致使在钢材中的一次碳化物颗粒较粗，并多是棱角状，分布的均匀性也较差，因此对钢的韧性也产生了不良的影响。W降低钢的导热性，高W钢的导热性差，因此在加热时必须缓慢升温。

1.3 Mo的作用

Mo也是强碳化物形成元素，是Mo系和W-Mo系高速钢中的主要合金元素。在高速钢中的作用与W相似，与C、Fe等元素结合形成复合碳化物M_2C和M_6C等，对钢的二次硬化、耐磨性和晶粒细化等方面起重要的作用。

然而，W与Mo也有许多不同之处。首先，Mo的原子量较小，为95.94，而W为183.9，Mo约为W的一半。在原子数目相同的情况下，质量百分数为1%Mo的作用约相当于2%W，因此1%Mo可替代约2%W使用。其次，在高速钢中Mo与W的共晶碳化物不同。在通常的冶炼条件下，Mo系钢的一次共晶碳化物主要是M_2C。M_2C是亚稳碳化物，在钢锭退火和热加工进行高温加热时，M_2C能发生分解，转变成M_6C和MC两种稳定的碳化物，因此能使钢的热塑性得到改善，并使钢材中的碳化物颗粒较细，分布也较好，对钢的韧性有利。但是Mo系钢的M_2C往往分解不全，因此在钢中会残留有尺寸较大、形状不规则的M_2C碳化物颗粒。Mo含量愈高，M_2C碳化物愈多。

另外，Mo的热稳定性不如W，Mo钢易过热，可进行热加工和热处理的温度范围较窄且脱碳敏感性较强。

无论W钢或是Mo钢，在综合性能方面都不如既含W又含Mo的W、Mo系钢，因此，W、Mo系钢得到了广泛的应用。W、Mo系钢的代表性钢种是W6Mo5Cr4V2，是当今世界上应用最多的一个通用高速钢种。

W、Mo系钢的突出优点是碳化物分布较好，颗粒尺寸较细，形状也较好，因此钢的韧性和塑性都较好，如图13.6-4和图13.6-6所示。在通常生产条件下，W、Mo系钢的铸态共晶碳化物主要是片层状、羽毛状的亚稳相M_2C，因M_2C中含有较多的W，所以比较容易分解，这给钢的性能带来了很有利的影响，使钢具有良好的工艺性能和使用性能。W、Mo系钢的热稳定性和脱碳敏感性等都介于W系钢和W、Mo系钢之间，二次硬化能力很强。

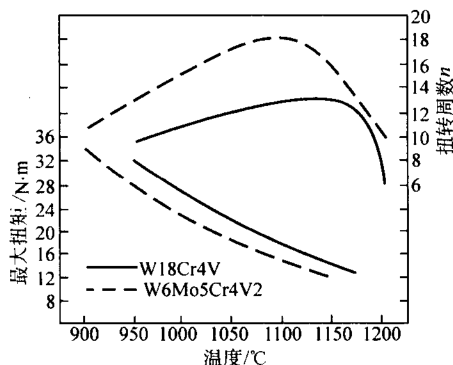


图13.6-6 W18Cr4V和W6Mo5Cr4V2钢热扭转性能的比较

1.4 V的作用

V是各类高速钢中的重要的不可替代的合金元素，它与C的结合能力最强，在钢中形成了MC型碳化物。在高速钢中MC碳化物的硬度和稳定性都最高。钢中MC碳化物的数量随V含量增加而增加。在MC中还溶解有Fe、W、Mo和Cr等其他元素。

V的二次硬化能力很强。在淬火高温奥氏体化时，少量的MC能固溶于基体之中，同时由于M_6C和$M_{23}C_6$等碳化物的溶解，其中的V也相应固溶入基体。在随后的回火过程中，细小、弥散的MC碳化物从基体中析出，并与基体共

格，因此对钢的二次硬化贡献很大。V对钢的红硬性和耐热性能的提高也有较大的作用。高V高速钢的切削能力较强，因此有“超高速钢”之称。

由于MC碳化物的硬度很高，所以对提高钢的耐磨性作用很大，特别是抗磨粒磨损能力。对耐磨性要求很高的工模具则选用钒含量（质量分数）为4%～5%的钢制造。但由于MC的硬度高，所以在制造工具时不易磨削、并易磨糊，可磨削性能不好，因此一般要求精度高和粗糙度低的精密工具不宜选用高V钢制造。然而在粉末高速钢诞生之后，由于细化了MC的尺寸，所以使高V钢的可磨削性能大大改善，现已有V含量超过10%的粉末工具钢问世。

1.5　Cr的作用

在所有的高速钢中都含有质量百分数约4%Cr，它是高速钢中的一个重要合金元素。Cr是强碳化物形成元素，但在铸态高速钢（低合金高速钢除外）中，一般在一次共晶碳化物中，没发现有$M_{23}C_6$或M_7C_3形成。在退火时，二次碳化物$M_{23}C_6$（有时还有M_7C_3）从奥氏体中析出。在$M_{23}C_6$中除了Cr之外，还含有Fe、W、Mo、V等元素。在淬火高温奥氏体化时，$M_{23}C_6$能全部固溶入基体之中，在随后的回火过程中，虽然没有$M_{23}C_6$析出，但在析出的弥散、细小与基体共格的M_2C和MC碳化物中，都含有较高量的Cr，由此可见Cr对钢的二次硬化也起到了重要的作用。

Cr能提高高速钢的淬透性，使钢具有一定的抗大气腐蚀能力，对高速钢在高温加热时的抗氧化和抗脱C等性能的改善也都起着重要的作用。

1.6　Nb、Ti、Zr和Hf等元素的作用

它们都是强碳化物形成元素，在钢中生成MC型碳化物，对提高钢的耐磨性和细化晶粒有一定好处。但这些元素碳化物颗粒较粗，在淬火时很难固溶，它们的作用都不如V，且价格不低，故一般在高速钢中很少使用。

1.7　Co的作用

Co是非碳化物形成元素，在高速钢中主要溶入基体之中。Co能显著提高高速钢的切削性能，含Co高速钢都属于高性能高速钢。

Co对高速钢的作用主要有以下几点。1）Co能提高高速钢的二次硬度。在其他成分相同的情况下，钢中加入质量百分数为5%～12%Co，可使钢在回火后的二次硬化峰值硬度提高1～2HRC。超硬高速钢W2Mo9Cr4VCo8的硬度可高达70HRC，Co的作用不可替代。2）Co能提高高速钢的耐热性能，红硬性和高温硬度，使刀具的切削能力提高。3）Co提高高速钢的导热性，尤其是在600～700℃时，这对降低刀刃的温度非常有利，从而有助于提高刀具的切削能力。此外Co还能减小淬火态的残余奥氏体含量。Co对BT42高速钢回火硬度、残余奥氏体量和热导率的影响见图13.6-7。

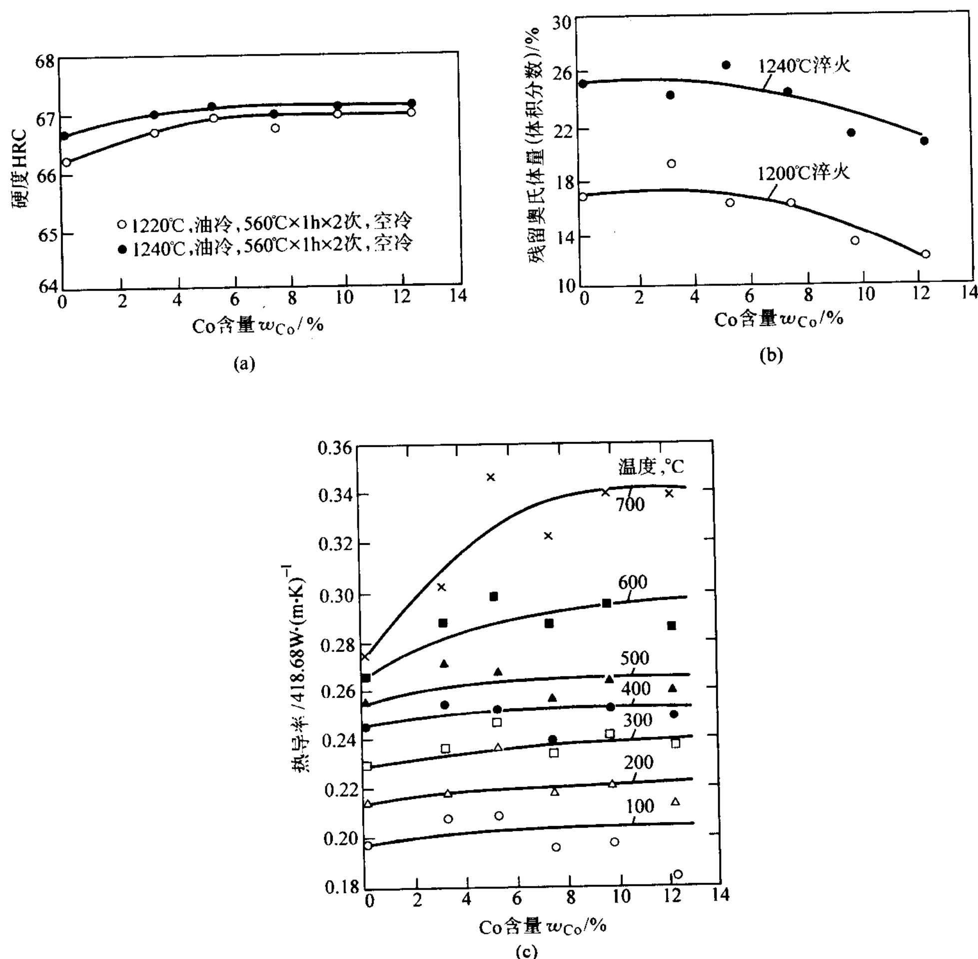


图13.6-7　钴对BT42高速钢回火硬度（a）、残余奥氏体量（b）和热导率（c）的影响

Co的不良影响有以下几点：①降低钢的冷、热塑性，增加脆性。②增加脱C倾向。③使退火硬度提高。

根据近年来的研究结果，认为Co对钢的良好作用主要是能增加淬火后回火时二次碳化物析出的形核率，并能阻碍

它们聚集，因此对提高二次硬度和耐热性能有利。但Co能增加淬火后基体中的孪晶马氏体量，因此增加了脆性，使韧性降低。

1.8 Al的作用

Al是非碳化物形成元素，一直是作为高速钢冶炼时的脱氧剂使用。在20世纪60年代，我国研制出了数个含Al特种高速钢种，其中代表性钢种是W6Mo5Cr4V2Al（简称M_2Al）无Co超硬高速钢种，回火硬度能高达68HRC，在某些场合可替代含Co高速钢使用，且价格便宜得多，在经济上是有利的。

Al在高速钢中的合适加入量为0.5%～1.0%（质量分数）。Al不明显提高钢的硬度，但能提高钢的耐热性能。Al是缩小γ相区的元素，只有加入到高碳（接近平衡碳值）高速钢中才能起到有效的作用，例如高碳W6Mo5Cr4V2的过热敏感性较强，韧性较差，但加入1%（质量分数）Al之后，改善了韧性和热塑性，这对超硬高速钢来说很重要。M_2Al钢处理到66～67HRC时，仍能有较好的综合性能。

Al加入到高速钢中之后也带来了一些不利影响，主要有以下几点。①含Al钢易在淬火之后产生混晶，这是因为Al使相变点A_{c1}提高很多，在淬火之前必须进行900℃以上的全退火方可消除淬火混晶现象，若用850℃退火则为不完全退火，因此产生混晶。②Al钢钢液黏稠，因此使钢锭表面质量较差。可适当提高浇注温度并采取保护浇注措施进行改善。③Al钢夹杂物多。④Al钢氧化脱碳现象严重，有时能造成灾难性氧化。⑤含Al钢的可磨性较差。上述几个问题都与Al易氧化有关，因此应在冶炼和浇注时采取措施加以改善。

1.9 Si的作用

Si是非碳化物形成元素，通常也是作为脱氧剂使用而残留在钢中。Si在高速钢中的良好作用有以下几点。①能促进Mo系或W-Mo系高速钢中亚稳碳化物M_2C分解转变，使一次碳化物颗粒细化。②能增加含Mo钢的二次硬度，特别是低合金高速钢，但对于含W 9%（质量分数）以上的高W钢则没有这种作用，加入Si二次硬度反而会下降。图13.6-8示出了1%Si（质量分数）对几种不同成分高速钢的二次硬度的影响。通常在低合金高速钢中约加入1%Si；在含Mo高的钢中Si的质量分数为0.5%～0.6%；在一般高速钢中Si的质量分数为0.2%～0.4%。

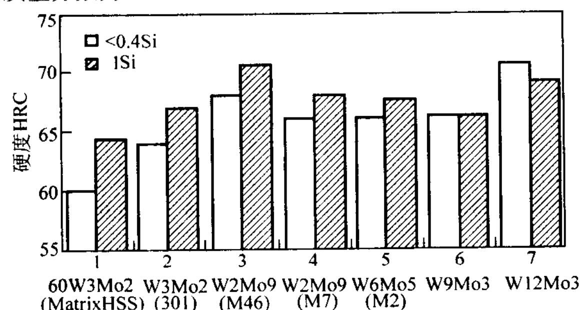


图13.6-8 Si含量（质量分数）约1%对不同类型高速钢二次硬度的影响

Si在高速钢中的不良作用有以下几点。①降低钢的红硬性。②增加钢的脱碳敏感性。Si还使钢的退火温度提高，对韧性也会产生不良影响。

现在认为，Si对钢的硬度和红硬性的作用也主要是它对回火时弥散析出的细小二次碳化物的影响。Si增加了二次碳化物的形核率，使其更弥散，故对提高二次硬度有利；但Si能促进二次碳化物聚集使其脱溶，因此能降低红硬性。

1.10 P的作用

P是高速钢中的有害杂质元素，能降低钢的强度和韧性。图13.6-9示出了P对W18Cr4V钢抗弯强度的影响。因炼钢时脱P困难，而在原料废钢和W-Fe中又含有较高的P，所以通常高速钢中磷的质量分数为0.02%～0.03%，如能继续降低，对改善高速钢的韧性会非常有益。

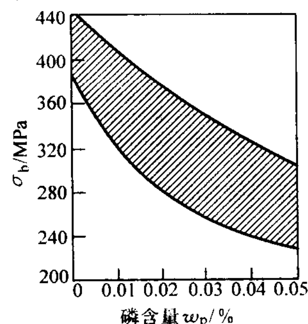


图13.6-9 磷含量对W18Cr4V钢抗弯强度的影响

1.11 S的作用

通常S也是高速钢中的杂质元素，能明显降低钢的热塑性。实验证明，将S质量分数降至0.01%以下，并继续降低，仍能明显改善钢的热塑性。微量S对高速钢热塑性的不良影响是因为S偏聚在晶界上弱化了晶界所致。

但S能改善钢的可切削性能及可磨削性能，在有些粉末高速钢中加入质量分数不超过0.2%的S，使高V钢的可磨削性能得到进一步的改善。

1.12 Mn的作用

通常炼钢时Mn是作为脱氧剂加入钢中的。Mn能提高钢的淬透性，但也能提高退火硬度，增加淬火态残余奥氏体量。

Mn能改善钢的热塑性。我国高速钢工作者发现，将钢中S质量分数降至0.01%以下，并控制Mn/S≥40，将能有效的改善高速钢的热塑性。这一结论在生产实践中已得到普遍应用。

1.13 稀土元素的作用

稀土元素加入到高速钢中，能大幅度提高钢的热塑性、稀土能清除偏聚在晶界上的S、P等杂质元素，有净化晶界的作用，同时它还有强化晶界的作用。稀土元素对热塑性的影响如图13.6-10所示。

稀土元素在钢中能脱氧、脱S、除气、改变夹杂物形态、改善钢的抗氧化性能等。但如果加入方法不当，会增加钢中的夹杂物，使低倍质量变差。

1.14 N的作用

N在高速钢中的有利作用是。①促使Mo系和W-Mo系钢中的共晶M_2C碳化物转变成M_6C和MC碳化物，从而细化了碳化物。②可使淬火温度稍有提高，因而提高钢的硬度和热稳定性。有时N能部分替代C的作用，而不增加脱碳倾向。

但N的不利作用也很显著。①增加淬火态残余奥氏体量。②增加钢中的氮化物夹杂。③使MC型碳化物变为M（C，N）型碳氮化物M（C，N），并使其颗粒尺寸更粗大，可磨削性能更差。因此在高V高速钢中应尽量降低钢中的氮含量；在钢中需要加N时，其含量（质量分数）也不宜超过0.03%。

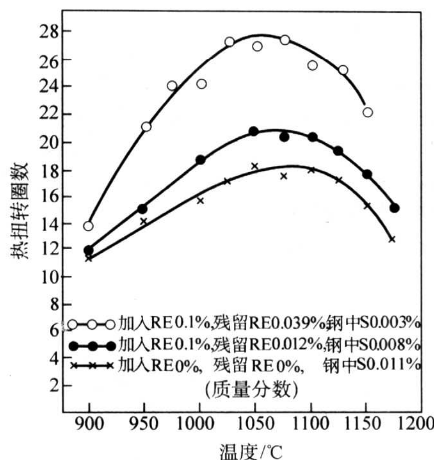


图 13.6-10 稀土元素对 W14Cr4VMnRE 钢热塑性的影响

2 高速钢的组织及其转变

高速钢的组织是由碳化物和基体两大部分组成，其中的每一部分都复杂多变。

大量合金碳化物的存在是高速钢组织的重要特征。在不同的状态下，碳化物有不同的存在形式。高速钢是典型的莱氏体钢，在冶炼浇注时，在钢水凝固的最后阶段，莱氏体从钢水中析出，共晶碳化物存在于莱氏体之中。在随后的锻造开坯、热轧和冷拔等各种加工过程以及热处理过程中，共晶碳化物经历了种种变化，最后以颗粒形状分布在钢的基体之中，通常把这种来自共晶碳化物的颗粒称之为一次碳化物，其数量、类型、分布、尺寸大小和形状等因素与钢的化学成分和生产工艺有关，并对钢的质量和性能产生重要的影响。除了一次碳化物之外，从奥氏体等基体中析出的细小碳化物被称为二次碳化物，它们对钢的质量和性能同样也有重要的影响。

高速钢的基体组织也很复杂。在钢的凝固、加工和热处理等生产的各个阶段，在钢中碳化物变化的同时，基体也经历了不同类型的相变以及其他的变化，并与碳化物一起发生了一系列复杂的交互作用，从而对钢的各项性能和组织产生重要的影响。

在本节中将简要介绍高速钢的组织和转变，并对影响质量和性能的有关问题进行分析和讨论。

2.1 铸态组织

高速钢的铸态组织是由两部分构成：一是钢的基体组织，是由弧立不连续的初生奥氏体晶粒组成；二是存在于各晶粒之间的共晶莱氏体网和先共晶碳化物，是它们把基体分割开来，如图 13.6-11 所示。高速钢的铸态组织偏析严重，很不均匀，钢的化学成分和凝固时的冷却速度等因素都能对铸态组织产生很大的影响。

2.1.1 莱氏体

莱氏体是共晶反应的产物，大量各种类型莱氏体的存在是高速钢铸态组织的最重要特征，对钢的质量和性能产生着极大的影响。它们的类型、数量和偏析的程度等受钢的化学成分和钢水凝固时的冷却速度控制。

在莱氏体中，共晶碳化物和奥氏体相间排列，形成了不同的形貌特征，其中最重要的是共晶碳化物，所以通常用共晶碳化物的类型来命名莱氏体，如 M_6C 莱氏体、M_2C 莱氏体等。

（1）M_6C 莱氏体

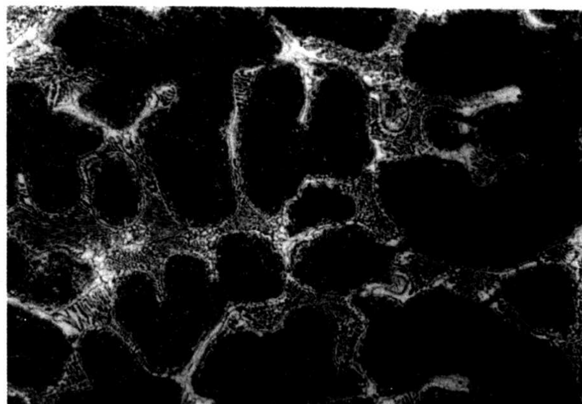


图 13.6-11 高速钢的铸态组织
（4%硝酸酒精腐蚀 ×400）

M_6C 莱氏体是由 M_6C 共晶碳化物和奥氏体组成。M_6C 共晶碳化物中间有一条主脊骨，形貌像鱼骨，故常称为“鱼骨状共晶碳化物”，如图 13.6-12 所示。

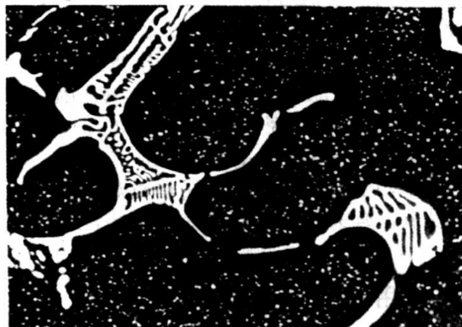


图 13.6-12 M_6C 莱氏体
（×1 000 SEM）

M_6C 莱氏体主要存在于 W 系和含 W 量较高的 W-Mo 系钢中。W 含量愈高，愈倾向于形成这种莱氏体；钢水凝固时的冷却速度愈慢，也愈有利于它的形成，并且长得愈粗大，偏析愈严重。存在于铸态 W18Cr4V 钢中的就是最典型的 M_6C 莱氏体。

W18Cr4V 和 W9MoCr4V2 钢中的铸态共晶 M_6C 碳化物的成分见表 13.6-4，其中合金元素和 Fe 的原子百分比约各占一半，各种合金元素在该共晶碳化物中的含量与其在钢中的总含量呈正相关性。

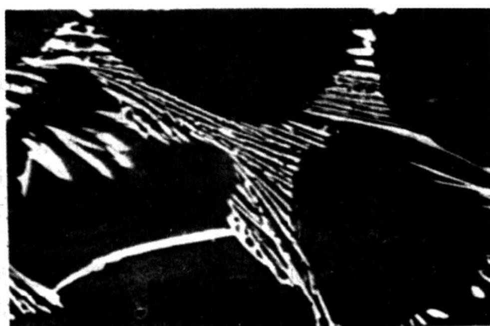
表 13.6-4 铸态共晶 M_6C 碳化物的成分

钢 号	成分（摩尔分数）/%（金属元素总和 100）				
	W	Mo	V	Cr	Fe
W18Cr4V	35.7	0.3	6.6	6.9	50.5
W9MoCr4V2	29.0	6.7	7.1	8.9	48.7

（2）M_2C 莱氏体

M_2C 莱氏体是由 M_2C 共晶碳化物和奥氏体共同组成，存在于 Mo 系和 W-Mo 系钢中。

M_2C 莱氏体与 M_6C 莱氏体在形貌上的显著区别是 M_2C 共晶碳化物没有中间的“鱼脊骨”，多呈片层状与奥氏体相间分布。通常 W-Mo 系钢中的 M_2C 片比较平直，而 Mo 系钢中的不太平直，稍有弯曲，还呈点状和块状，如图 13.6-13 所示。



（a）W-Mo系高速钢



（b）M系高速钢

图 13.6-13 M_2C 莱氏体

（×640 SEM）

钢中的Mo含量高，W含量低，有利于 M_2C 的生成，碳和钒也都促进 M_2C 的生成。在冶炼浇注时，钢液凝固速度愈快，愈有利于 M_2C 的生成。

在 M_2C 中Mo和V的含量较高，Fe的含量较低，从表13.6-5几种钢的铸态 M_2C 共晶碳化物的成分可见，当钢中的W、Mo和V含量高时，它们在 M_2C 中的含量也高。

表 13.6-5 铸态 M_2C 共晶碳化物的成分

钢 号	成分（摩尔分数）/%（金属元素总和100）				
	W	Mo	V	Cr	Fe
W9MoCr4V2	34.3	9.2	31.1	16.6	8.8
W6Mo5Cr4V2	20.8	33.3	27.8	10.6	7.5
W2Mo9Cr4V2	4.1	50.0	27.9	11.0	7.0

在高速钢中除了两种常见的 M_6C 和 M_2C 莱氏体之外，当钢中V含量很高时，还可能存在MC莱氏体。有时在淬火过烧的组织中，偶尔也能产生MC莱氏体。但在通常情况下，在高速钢凝固时产生的MC更多的是先共晶碳化物，于共晶反应前从液相中析出，多存在于莱氏体组织之中或其边缘上。

2.1.2 铸态共晶碳化物在高温加热时的变化

铸态共晶碳化物在高温加热时会发生变化。在20世纪70年代后期，当生产中出现问题之后，才开始注意和研究这个问题。

（1）M_6C 共晶碳化物的变化

M_6C 共晶碳化物在高温加热时会聚集、长大，以使表面积减少，表面能降低。该过程受C和合金元素原子的扩散能力控制，加热温度愈高，保温时间愈长，M_6C 颗粒会长得愈大，并变成粗大角状颗粒，对钢材的质量很不利。

（2）M_2C 共晶碳化物的变化

M_2C 是亚稳状态碳化物，在高温加热时会发生分解反应，转变成 M_6C 和MC两种稳定状态碳化物，即：$M_2C + Fe(\gamma) \longrightarrow M_6C + MC$，如图13.6-14所示。通过这个反应能使碳化物变细，热塑性变得好一些，对钢是有利的。但需注意两个问题。1）当原始的 M_2C 太粗或加热温度不够高、保温时间不够长时，M_2C 分解不完全，钢中残存有较多的 M_2C 碳化物或者"$M_6C + MC + M_2C$"、"$M_6C + MC$"复合碳化物颗粒，它们较脆、较粗、形状不好，对钢能产生不良影响。2）加热温度过高，保温时间过长，使转变之后的产物 M_6C 继续长粗、长大，变成角状粗大碳化物颗粒，使钢的质量和性能变差。对每一个钢种都有合适的退火和锻造开坯加热制度，需认真研究并在生产中严格执行，才能生产出高质量的钢材。



图 13.6-14 M_2C 铸态共晶碳化物在高温加热后的形态

（×800 SEM）

2.1.3 铸态共晶碳化物在热加工过程中的变化

高速钢严重偏析的铸态组织必须通过热加工才能改变。在热加工过程中，共晶碳化物网被打碎，使碳化物能够比较均匀的分布在钢中，同时也使碳化物颗粒变细，因此碳化物分布的均匀程度和碳化物的颗粒度都与变形量有关。通常变形量愈大，碳化物分布愈均匀，颗粒度也愈细。然而颗粒度的变化是有限的，当变形量达到一定程度之后继续变形，对颗粒度的影响就不明显了。

钢的基体组织在热加工过程中也变得比较均匀。

2.2 碳化物

在高速钢中的碳化物数量多、类型多、变化复杂，对钢性能的影响很大，也很复杂。

2.2.1 高速钢中碳化物的类型、结构和性能

在高速钢中碳化物的类型和结构如下。

（1）M_6C

M_6C 具有复杂立方晶格结构，是各类高速钢中数量最多的碳化物。在金属原子中，Fe约占一半以上；在W系高速钢中，W含量高，在Mo系高速钢中，含Mo高，其中还溶有Cr和V等元素。

（2）M_2C

M_2C 具有密排六方结构。在 M_2C 中的主要金属原子是Mo和V或W和V或W、Mo和V，与钢的化学成分有关，其中还溶入有Cr和Fe，但Fe含量很少。

（3）MC

MC具有NaCl型面心立方晶格结构，成分从MC到 M_4C_3 之间变动，其金属原子主要是V，还溶入有一定量的W、Mo和Cr，Fe含量少。当钢中含N时能溶入其中，变成M（C，N）复合碳氮化物，使其颗粒更粗，更难磨削。Nb、Ti、Zr和Hf都是MC型碳化物形成元素。

（4）$M_{23}C_6$

$M_{23}C_6$ 具有复杂面心立方晶格结构。其中主要的金属原子是 Cr 和 Fe，还溶入一定量的 W 和 Mo 及很少量的 V。

(5) M_7C_3

M_7C_3 具有复杂六方晶格结构（或正交晶格结构），主要金属原子是 Cr 和 Fe，还可溶入 W、Mo 和 V，易在碳含量高的钢中产生。

(6) M_3C

M_3C 在高速钢中属于介稳相，通常高速钢在淬火后低温回火时从基体中析出。但回火温度升高之后就消失了，在钢中含量极少。

各种碳化物的硬度见表 13.6-6。

表 13.6-6 各种碳化物的硬度

碳化物类型	硬度 HV
$(Fe, W)_6C$	1 870
$(Fe, Mo)_6C$	1 890
$(Fe, W, Mo, Cr, V)_6C$	2 060
Mo_2C	2 240
W_2C	2 740
(V, Fe、W、Cr) C	2 840
$(Cr, Fe)_{23}C_6$	1 620
$(Cr, Fe)_7C_3$	2 300

2.2.2 一次碳化物

高速钢在冶炼浇注凝固时，从液相中直接析出的碳化物称为一次碳化物，也称为初生碳化物，包括了各种共晶和先共晶碳化物。它们在钢的锻、轧、拉拔和退火处理等生产过程中，经历了种种变化，最后变成颗粒分布在钢的基体中。这些碳化物颗粒也称为一次碳化物。它们分布的均匀性、尺寸大小、形状、类型和数量等因素对钢的工艺性能和使用性能都能产生重要影响。一次碳化物颗粒细小，并多为球形和椭球形等规则形状，且分布均匀，钢的质量好；而粗大角状颗粒，分布不均匀，钢的质量差，易产生碳化物剥落、碳化物微裂纹和淬火过热等缺陷，使钢的性能变差。在用常规熔铸方法生产的高速钢中，碳化物颗粒的大小，分布的均匀性等与钢的化学成分、生产设备和工艺有关。粉末高速钢中的碳化物颗粒细小，最大不超过 3 μm，分布比较均匀。

在一般生产情况下，W 系钢中易产生粗大角状 M_6C 碳化物。而 W-Mo 系和 Mo 系钢中的碳化物要较好一些。在 W-Mo 系钢中，会产生“M_6C+MC”和“$M_6C+MC+M_2C$”等复合碳化物颗粒，当它们数量较多、尺寸较大时，会对钢的性能产生危害。在 Mo 系钢中，易存在粗大的、形状不好的 M_2C 碳化物颗粒，对钢的性能会带来不良影响，在高 V 高速钢中，易产生粗大角状 MC 碳化物颗粒，使钢的可磨削性能严重变差。

一次碳化物本身的硬度很高，见表 13.6-6，对钢的耐磨性和细化晶粒等都起到了很重要的作用。

2.2.3 二次碳化物

从高速钢奥氏体、马氏体等固态基体中析出的碳化物统称为二次碳化物。

在退火过程中从奥氏体基体中析出的二次碳化物有 M_6C、$M_{23}C_6$ 以及少量的 M_7C_3，尺寸在 0.2 ~ 0.5 μm 之间，数量很多。它们在钢淬火高温加热和保温过程中几乎全部溶入基体之中，对钢的二次硬化贡献很大。

在回火过程中从马氏体基体中析出的弥散、细小、与基体共格的碳化物有 M_2C 和 MC，它们使钢产生二次硬化。

2.3 退火组织

在高速钢的生产过程中，需进行钢锭退火、中间退火和成品退火等多道退火工序。钢锭退火的目的是消除应力，促使组织均匀化，便于锻造开坯，有时还需红送退火。在锻造、热轧、冷轧和冷拔加工等各道次加工工序之间需进行中间退火，退火温度多选择在相变点 A_{c1} 之下，消除应力以利于下道次加工。

钢材的成品退火必须采用完全退火制度，退火温度在 A_{c1} 点之上，使钢的基体转变成奥氏体。通过相变，晶格重组，可消除在热或冷加工之后产生的晶体缺陷和应力，降低钢的硬度，使钢材具有合适的退火组织，为机械加工和淬火处理做好准备。完全退火又称重结晶退火或相变退火等。

在完全退火的升温和保温过程中，基体转变成奥氏体，同时细小的碳化物溶入到基体之中，图 13.6-15 示出了在不同退火温度下 W18Cr4V 钢中的各相的相对含量。在保温之后一般采用两种冷却方式：①缓慢冷却，以 20 ~ 30℃/h 的冷却速度冷至 550℃左右后进行炉冷。②等温处理，在退火等温转变曲线上奥氏体分解转变成珠光体速度最快的温度（即“鼻尖”温度）保温 3 ~ 5 h 之后进行炉冷。无论采用哪种冷却方式，其实质都是要求奥氏体在珠光体转变区之内完成分解转变。前一种冷却方式称为“缓冷退火”，后一种称为“等温退火”。经过完全退火之后的退火组织是细球状珠光体，退火硬度符合要求。

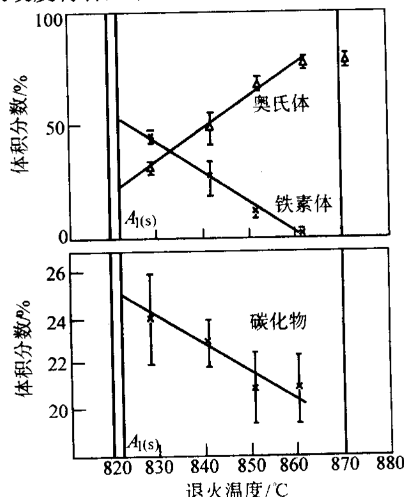


图 13.6-15 不同退火温度下 W18Cr4V 钢中各相的相对含量

3种通用高速钢退火状态碳化物定量分析结果见表 13.6-7，碳化物和基体中的金属元素成分见表 13.6-8。

表 13.6-7 3种通用高速钢退火状态碳化物的定量分析结果

钢号	碳化物总量（质量分数）/%	各碳化物在钢中的含量(质量分数)/%			各碳化物相对含量/%		
		M_6C	MC	$M_{23}C_6+M_7C_3$	M_6C	MC	$M_{23}C_6+M_7C_3$
W18Cr4V	25.16	22.67	0.35	2.14	90.1	1.4	8.5
W6Mo5Cr4V2	19.7	13.97	2.62	3.11	70.9	13.3	15.8
W9Mo3Cr4V	21.39	16.75	1.41	3.23	78.3	6.6	15.1

钢的成分（质量分数）(%)　W18：C0.76　W18　Cr4.11　V1.16。
W6：C0.85　W5.64　Mo4.97　Cr4.18　V1.92。
W9：C0.79　W8.90　Mo2.96　Cr3.95　V1.50。

表 13.6-8 3种通用高速钢退火状态碳化物和基体中的金属元素成分（质量分数） %

钢 号	相	各金属元素含量					金属元素总含量
		W	Mo	Cr	V	Fe	
W18Cr4V	碳化物	14.75	—	2.01	0.97	6.67	24.40
	基体	3.25	—	2.10	0.19	基	74.80
W6Mo5Cr4V2	碳化物	5.35	4.16	1.90	1.24	5.53	18.68
	基体	0.11	0.81	2.28	0.18	基	79.00
W9Mo3Cr4V	碳化物	8.28	2.56	2.24	1.27	5.71	20.06
	基体	0.62	0.35	1.68	0.09	基	80.30

注：碳化物中的成分为化学分析结果，基体成分是按上表钢的成分计算的。

2.4 淬火组织

高速钢的淬火温度很高，接近钢的熔点，这是高速钢热处理的最重要特征，淬火温度与高速钢的使用性能密切相关。

在淬火高温加热过程中，基体转变成奥氏体，细小的碳化物颗粒逐渐向基体中溶解。这种溶解过程与加热温度和保温时间有关，其中加热温度的影响最大；还与碳化物的类型和碳化物的颗粒度有关，尺寸小的碳化物易溶解。

$M_{23}C_6$ 碳化物溶解温度最低。在 W18Cr4V 和 W6Mo5Cr4V2 钢中，$M_{23}C_6$ 在 900℃时开始溶解，至 1 100℃时基本溶解完毕。M_6C 碳化物在 1 100℃时溶解的很少，至 1 150℃以上时溶解量才逐渐增加。MC 碳化物在 1 200℃之下几乎不溶解，在 1 200℃之上才有少量溶解。图 13.6-16 是 W18Cr4V 和 W6Mo5Cr4V2 钢的基体成分与奥氏体化温度的关系。

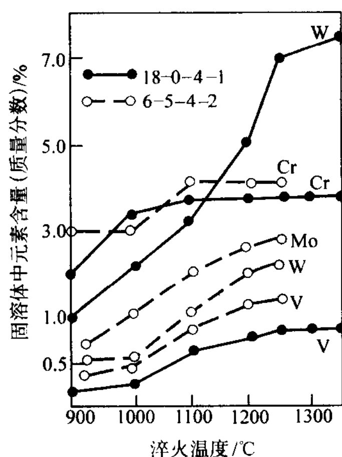


图 13.6-16 W18Cr4V 和 W6Mo5Cr4V2 钢的基体成分与奥氏体的温度的关系

淬火钢的奥氏体晶粒度与淬火温度密切相关。随淬火温度升高，碳化物溶解，钢的奥氏体晶粒逐渐长大，具体的长大情况与钢的化学成分有关。当淬火温度更高时，碳化物会在晶界聚集产生过热，甚至局部熔化过烧。高速钢淬火温度的选择通常依据两点：①奥氏体晶粒度控制在 9 ~ 11 级。②细小碳化物尽可能多的溶解。一般不选择过热温度淬火，因为它能使钢的韧性急剧下降，但唯有车刀的淬火温度可选择在轻微过热状态之下。

过冷奥氏体在冷却过程中的转变很复杂。通常多数高速钢工具都希望在淬火之后获得淬火马氏体组织。由于高速钢的淬透性很高，故在空冷条件下就能淬透，但即便是这样，冷却速度仍需要控制得快一些。这是因为在淬火加热时，由于大量碳化物溶入基体，故使基体中的碳和合金元素的过饱和度很高。在冷却过程中，先共析碳化物会从基体中首先析出，冷却速度愈慢，析出则愈多，使基体中的碳和合金元素的过饱和度降低，因而使淬火马氏体中的过饱和度也降低，最终影响了二次硬化效果，降低了淬、回火硬度。另外，由于先共析碳化物多在奥氏体晶界上析出，弱化了晶界，会降低钢的韧性。由此可见，在高速钢淬火加热之后应当快冷，否则对钢的硬度和韧性都会产生不良影响。

过冷奥氏体在冷却到马氏体点之前，在 300℃附近等温保温会产生贝氏体转变，但转变不能进行彻底，钢中会存留有较多的残余奥氏体。有些高速钢刀具需进行等温淬火处理，以获得贝氏体组织。

当冷却到马氏体点 M_s 之下时，过冷奥氏体即发生马氏体相变。马氏体相变也分形核及成长两个阶段，但成长速度很快，形核后不到万分之一秒即生长完毕，因此马氏体转变速度几乎完全是由其形核速度所控制。马氏体转变量只与温度有关，随温度下降转变量增加；与保温时间无关，恒温停留不会使马氏体量增加，反而会带来其他的问题。

马氏体点 M_s 与奥氏体的化学成分有关。其中碳的影响最大，碳含量增加，M_s 点降低；合金元素 W、Mo、Cr 和 V 均使 M_s 点降低。淬火温度高，保温时间长，使奥氏体中的碳和合金元素含量增加，因而使 M_s 点下降。

高速钢淬火后的基体组织中除了马氏体之外，还有相当多的残余奥氏体。残余奥氏体的数量与 M_s 点有关。钢中的碳含量愈高，淬火温度愈高，则使残余奥氏体量愈多。在淬火时中断冷却，也会使残余奥氏体量增加，并且中断冷却的温度愈高，则残余奥氏体量也愈多。

高速钢的淬火组织是由淬火马氏体、残余奥氏体和剩余碳化物所组成。淬火温度对 W6Mo5Cr4V2 钢残余奥氏体含量等的影响如图 13.6-17 所示。W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2 和 W9Mo3Cr4V 3 种通用高速钢淬火状态碳化物和基体的定量分析结果分别见表 13.6-9 和表 13.6-10。与退火态数据相比（见表 13.6-7），W18Cr4V 钢在 1 270℃淬火之后钢中剩余碳化物总量约为 3/5，约 2/5 的碳化物溶入了基体，淬火温度愈高，溶入基体中的碳化物也愈多。W6Mo5Cr4V2 钢和 W9Mo3Cr4V 钢淬火之后剩余碳化物不足退火态的一半，说明一多半的碳化物溶入到了基体中。根据钢的碳含量和相分析数据计算出这 3 种钢在淬火后基体中的碳含量（质量分数）约为 0.50%左右。

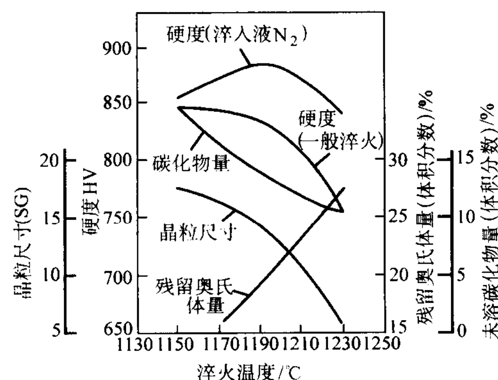


图 13.6-17 淬火温度对 W6Mo5Cr4V2 钢硬度、残余奥氏体、晶粒度和剩余碳化物的影响

在这里还必须指出的是，高速钢不能连续进行两次淬火，中间必须进行完全退火，否则就会使奥氏体晶粒非正常长大，产生“萘状断口”。此外，在冷、热加工之后，淬火

之前，也需进行完全退火，否则会产生严重的混晶问题。

表 13.6-9　W18、W6、W9 钢淬火态碳化物和基体的金属元素含量（质量分数）

钢　号	淬火温度/℃	相①	各金属元素含量/%					金属元素总含量/%
			W	Mo	Cr	V	Fe	
W18Cr4V	1 270	碳化物	11.05	—	0.47	0.46	4.38	16.36
		基体	6.95	—	3.64	0.70	基	83.30
W6Mo5Cr4V2	1230	碳化物	3.27	2.09	0.29	0.85	2.39	8.89
		基体	2.37	2.88	3.89	1.07	基	90.71
	1240	碳化物	3.01	2.02	0.28	0.80	2.34	8.45
		基体	2.37	2.95	3.90	1.12	基	91.17
W9Mo3Cr4V	1240	碳化物	4.38	1.24	0.25	0.43	2.56	8.86
		基体	4.52	1.67	3.67	0.93	基	90.84
	1250	碳化物	4.29	1.16	0.25	0.39	2.46	8.55
		基体	4.61	1.75	3.67	0.97	基	91.17

①　其中碳化物为化学分析结果，基体为计算结果（= 钢中含量 - 碳化物中含量）

表 13.6-10　W18、W6、W9 3 种通用钢淬火态碳化物的定量分析结果

钢　号	淬火温度/℃	碳化物中金属元素总量占钢的（质量分数）/%	钢中碳化物含量（质量分数）/%		各碳化物相对含量/%	
			M_6C	MC	M_6C	MC
W18Cr4V	1 270	16.36	16.6	0.1	99.6	0.4
W6Mo5Cr4V2	1 230	8.89	7.92	1.37	85.3	14.7
	1 240	8.45	7.44	1.39	84.3	15.7
W9Mo3Cr4V	1 240	8.86	8.74	0.42	95.4	4.6
	1 250	8.55	8.50	0.33	96.3	3.7

注：此表数据为化学分析结果。

2.5　回火组织

高速钢淬火之后需及时回火，其目的一是消除淬火应力，避免产生裂纹；二是使钢在回火后产生二次硬化，即经过回火钢的硬度非但不降低，反而能提高，同时强韧性也会提高，这是高速钢的一个重要特性。

图 13.6-18 是高速钢在淬火之后的回火过程中，硬度与组织变化的示意图。可以将回火过程分为 4 个阶段。

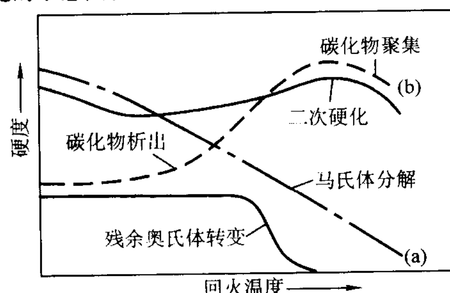


图 13.6-18　高速钢在回火过程中硬度与组织变化的示意图

以 W18Cr4V 钢为例。第一阶段，淬火马氏体分解，钢的硬度下降。1）从室温至 270℃左右，过饱和的正方马氏体变成立方马氏体，碳被排出，形成了一种非常细小分散的过渡相 ε 碳化物。2）在 300 ~ 400℃之间，随着回火温度的升高，M_3C 型渗碳体产生，ε 相消失，硬度降至最低。

第二阶段，发生在 400 ~ 565℃之间，硬度回升，直到出现二次硬化峰。在此期间析出的 M_3C 碳化物重新回溶入基体之中。马氏体分解析出非常细小、弥散的合金碳化物 M_2C 和 MC，它们与基体保持共格关系，使钢产生二次硬化并达到峰值。

第三阶段，发生在 500 ~ 650℃之间，与上阶段后段重叠，回火硬度达到峰值后下降。实际生产使用的温度正是峰值相应的温度或稍高一点的温度。在这一阶段，钢的组织发生了两个最重要的转变。①马氏体分解，析出了细小、弥散的与基体共格的 M_2C 和 MC 碳化物，使钢产生二次硬化。②残余奥氏体分解，这也是高速钢在淬火后回火时的重要组织变化，有以下 4 个特征。

1）残余奥氏体分解发生在回火温度 500℃以上时，在 500℃之下基本不发生转变。

2）分解转变主要发生在回火保温之后的冷却过程中，延长保温时间对这一转变的作用不大。重复多次回火是必要的，但第一次回火残余奥氏体转变量最大。W9Mo3Cr4V 钢在 1 230℃淬火之后的残余奥氏体量约为 25%，第一次回火之后即降为 4%。延长回火保温时间不但对残余奥氏体转变无大作用，反而可能导致马氏体过回火，降低二次硬度。

3）残余奥氏体分解产生的马氏体可视同为淬火马氏体，还需再回火使其分解。这部分马氏体的分解同样也会对钢的二次硬化作出贡献。

4）残余奥氏体很难彻底转变完全，即使是在多次回火之后。

由于高速钢中残余奥氏体转变的上述特征，所以淬火之后需多次回火，一般为 3 次，高碳高合金钢则需 4 次。有人认为少量残余奥氏体存在对钢的韧性有利，但对于尺寸稳定性要求很高的精密工具以及高温轴承和精密机械零件等，必须采取措施促使残余奥氏体转变，以免其在使用过程中缓慢变化，破坏尺寸稳定性。

第四阶段，回火温度更高时，硬度下降很快，马氏体分解，碳化物脱溶析出。650℃时析出的是 M_2C 和 MC，但与产生二次硬化时析出的 M_2C 和 MC 不同，它们已明显粗化、聚集；700℃析出 $M_2C + MC + M_7C_3$；750℃时析出 $M_6C + MC + M_7C_3$；800℃时析出 $M_6C + MC + M_{23}C_6$。

从以上分析可知，高速钢回火时二次硬化的产生是由于淬火马氏体分解和残余奥氏体转变二者共同作用的结果。然而最直接的原因是从淬火马氏体中析出了细小、弥散、与基体共格的 M_2C 和 MC 碳化物。它们析出的数量愈多，愈弥散、细小，则二次硬化能力愈强，硬度愈高；它们愈不容易聚集和脱溶，则钢的耐热性能愈高。

长期以来，一直重视对高速钢回火时产生二次硬化的细小碳化物进行研究，但是直到 20 世纪 80 年代以后，由于使用了先进的透射电子显微镜、场离子显微镜和原子探针等先进的分析仪器，才成功地研究出了它们的类型以及与基体的共格关系，近似尺寸以及成分等。不同作者从不同成分高速钢中测出的二次碳化物的近似尺寸还比较一致，见表 13.6-11，在含 Co 高速钢中测出的还要更细小。

表 13.6-11　回火二次硬化峰处析出的碳化物的类型、形状和尺寸

二次碳化物类型	形状	直径/mm	厚度或长度/nm
MC	片	3 ~ 5	1 ~ 2
M_2C	针	1 ~ 2	5 ~ 10

在几种高速钢中测出的回火时析出的二次碳化物的成分，它们的近似结构式见表 13.6-12。从表中可以看出，无论在二次碳化物 MC 或是在 M_2C 之中，都含有较高量的 Cr，可见 Cr 对高速钢的二次硬化也有重要的贡献。

表 13.6-12 几种高速钢回火时析出的二次碳化物的近似结构式

碳化物类型	钢号	近似结构式
MC	W18Cr4V	$(W_{0.01}Mo_{0.17}V_{0.35}Cr_{0.47})C_{0.8}$
	W6Mo5Cr4V2	$(W_{0.05}Mo_{0.42}V_{0.36}Cr_{0.27})C_{1.2}$
	W2Mo9Cr4V2	$(W_{0.03}Mo_{0.05}V_{0.25}Cr_{0.22})C_{0.8}$
	ASP23	$(W_{0.1}Mo_{0.2}V_{0.2}Cr_{0.4})C_{0.9}$
	ASP30	$(W_{0.2}Mo_{0.2}V_{0.3}Cr_{0.4})C_{0.9}$
	ASP60	$(W_{0.2}Mo_{0.4}V_{0.3}Cr_{0.4})C_{0.9}$
M_2C	W18Cr4V	$(W_{0.23}Mo_{0.07}V_{0.16}Cr_{0.54})_2C_{0.8}$
	W6Mo5Cr4V2	$(W_{0.08}Mo_{0.45}V_{0.16}Cr_{0.31})_2C_{1.1}$
	W2Mo9Cr4V2	$(W_{0.02}Mo_{0.47}V_{0.20}Cr_{0.31})_2C_{0.9}$
	ASP23	$(W_{0.11}Mo_{0.27}V_{0.13}Cr_{0.48})_2C_{1.0}$
	ASP30	$(W_{0.13}Mo_{0.33}V_{0.09}Cr_{0.43})_2C_{1.1}$
	ASP60	$(W_{0.09}Mo_{0.33}V_{0.06}Cr_{0.52})_2C_{0.8}$

注：淬火温度（℃）：W18Cr4V 1 270，W6Mo5Cr4V2 1 220，W2Mo9Cr4V2 1 180，ASP23、ASP30及ASP60 1 180。

高速钢的回火组织仍是由碳化物和基体两个部分组成。基体主要是回火马氏体，残余奥氏体很少，用电解分离化学相分析方法测出的3种通用高速钢中的碳化物有关结果列在表13.6-13中。在回火之后，M_6C和MC的数量都有所增加，M_6C增加较多一些。表中数据不包括弥散细小与基体共格的M_2C和MC，因为它们太小，化学方法测不出来。

表 13.6-13 3种通用高速钢回火态钢中碳化物相分析结果

钢号	淬火温度/℃	回火温度/℃	碳化物中金属元素占钢的总量(质量分数)/%	碳化物含量（质量分数）/%		碳化物各金属元素占钢的总量（质量分数）/%				
				M_6C	MC	W	Mo	Cr	V	Fe
W18Cr4V	1 270	550	19.28	19.15	0.14	12.56	—	1.03	0.80	4.89
W6Mo5Cr4V2	1 230	560	13.45	11.47	1.98	4.33	3.56	1.09	1.55	2.92
	1 240	560	10.96	9.25	1.71	3.49	2.87	0.95	1.25	2.40
W9Mo3Cr4V	1 240	560	13.49	12.75	0.74	6.00	2.17	1.18	1.08	3.06
	1 250	560	10.60	10.18	0.42	4.50	1.55	0.95	0.80	2.80

3 通用高速钢

通用高速钢是高速钢的基本钢种，产量约占高速钢总产量的80%。在淬回火之后，硬度能达到63~66HRC；在500~600℃的高温状态，硬度仍能保持52~60HRC。该类钢的通用性很强，适于制造各类刀具，特别是制造形状复杂，尺寸精度高以及受冲击负荷大的刀具、模具、轧辊和耐磨机械零件等。

主要通用高速钢的成分见表13.6-14。

表 13.6-14 主要通用高速钢的成分（质量分数） %

钢号①	C	Mn	P，S	Si	Cr	W	V	Mo
W18Cr4V（T1）	0.70~0.80	0.10~0.40	≤0.030	0.20~0.40	3.80~4.40	17.50~19.00	1.00~1.10	≤0.30
W6Mo5Cr4V2（M2）	0.80~0.90	0.15~0.40	≤0.030	0.20~0.40	3.80~4.40	5.50~6.75	1.75~2.20	4.50~5.50
W9Mo3Cr4V	0.77~0.87	0.20~0.40	≤0.030	0.20~0.40	3.80~4.40	8.50~9.50	1.30~1.70	2.70~3.30
W2Mo9Cr4V2（M7）	0.97~1.05	0.15~0.40	≤0.030	0.20~0.55	3.50~4.00	1.40~2.10	1.75~2.25	8.20~9.20
M1	0.78~0.88	0.15~0.40	≤0.030	0.20~0.50	3.50~4.00	1.40~2.10	1.00~1.35	8.20~9.20
M10	0.84~1.05	0.15~0.40	≤0.030	0.20~0.45	3.75~4.50		1.80~2.20	7.75~8.50

① 钢号与成分：M1、M10按ASTMA600—92，其余按GB/T 9943—88。

3.1 W18Cr4V（T1）

3.1.1 钢种特点

W18Cr4V是W系通用高速钢。我国又称它为18-4-1，或简称W18，美国牌号为T1。该钢的钨含量很高，碳含量较低，平衡碳差值较大，约在0.35%（质量分数）左右。该钢的热稳定性较好，淬火温度范围较宽，不易过热，氧化和脱碳敏感性相对较低。由于钒含量低，所以可磨削性能较好。

在W18Cr4V钢中碳化物分布的均匀性较差，并易产生粗大角状碳化物颗粒，钢的韧性和塑性也较差。该钢不适宜用来生产大断面钢材，也不宜进行冷轧或冷拔加工，因为粗大角状碳化物易在冷加工过程中使钢开裂产生微裂纹，从而使钢的性能变差。

3.1.2 物理性能

密度：8.70 $g \cdot cm^{-3}$；

临界点：$A_{c1(s)}$ 810~830℃，

$A_{c1(f)}$ 850~870℃，

马氏体点 M_S 140~200℃。

钢的比热容、线胀系数、热导率、比电阻和磁性分别见表13.6-15~表13.6-19。

表 13.6-15 W18Cr4V钢的比热容

温度/℃	50	200	600	900
$c/J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	473.11	494.04	457.81	487.12

表 13.6-16 W18Cr4V钢的线胀系数

温度/℃	0	100	200	300	400	500	600	700	800
α_l $10^{-6}K^{-1}$	10.4	11.1	11.9	12.6	13.4	14.1	15.3	13.4	10.8

表 13.6-17 W18Cr4V钢的热导率

温度/℃	20	200	500	700	900
$\lambda/W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	27.21	25.96	25.96	25.12	25.12

表 13.6-18 W18Cr4V钢的电阻率

温度/℃	20	200	500	700	900
$\rho/\Omega \cdot mm^2 \cdot m^{-1}$	0.42	0.53	0.77	1.02	1.17

表 13.6-19 W18Cr4V钢的磁性

矫顽力 $H_c/A \cdot m^{-1}$	剩磁 B_r/T	磁饱和 $4\pi I_s/T$
636.6~795.8	0.90~0.95	1.55~1.57

W18Cr4V 钢的等温转变曲线见图 13.6-19。

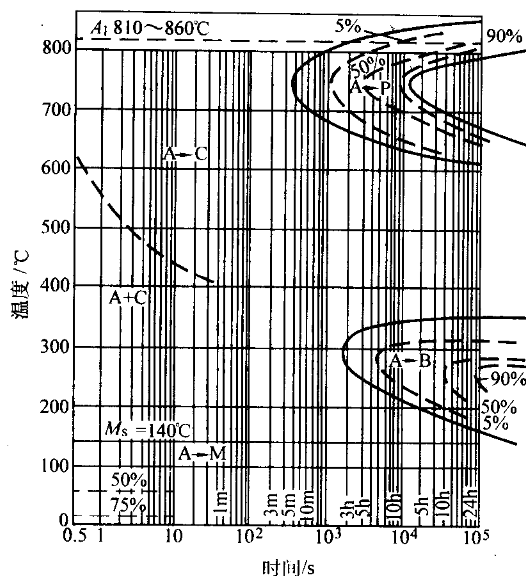


图 13.6-19　W18Cr4V 钢的奥氏体等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.81，Si0.15，Cr3.77，Mo0.44，W18.25，V1.07；奥氏体化温度：1 290℃

3.1.3　热处理和力学性能

（1）淬火温度与奥氏体晶粒度和淬火硬度的关系

淬火温度对奥氏体晶粒度和淬火硬度的影响曲线见图 13.6-20，W18Cr4V 钢的晶粒度较细，对淬火温度不太敏感，淬火温度范围宽。

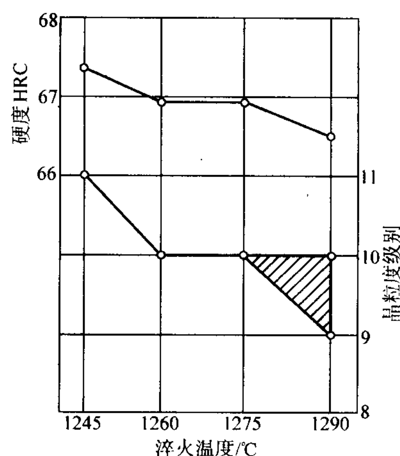


图 13.6-20　W18Cr4V 钢的淬火温度对奥氏体晶粒度和淬火硬度的影响

（2）回火硬度（二次硬度）

回火硬度与淬火和回火温度的关系如图 13.6-21 所示，回火硬度峰值出现在 520～570℃范围内，淬火温度高时峰值向回火高温方向移动。

（3）抗弯强度和冲击韧性

抗弯强度和冲击韧性曲线分别如图 13.6-22 和图 13.6-23 所示。随淬火温度升高，抗弯强度和冲击韧度下降，说明淬火温度对钢的韧性影响较大。

（4）高温硬度

W18Cr4V 钢在 1 280℃淬火和 560℃回火之后的高温硬度曲线见图 13.6-24。在 500℃时高温硬度仍高达 670HV，在 600℃时下降为 560HV。

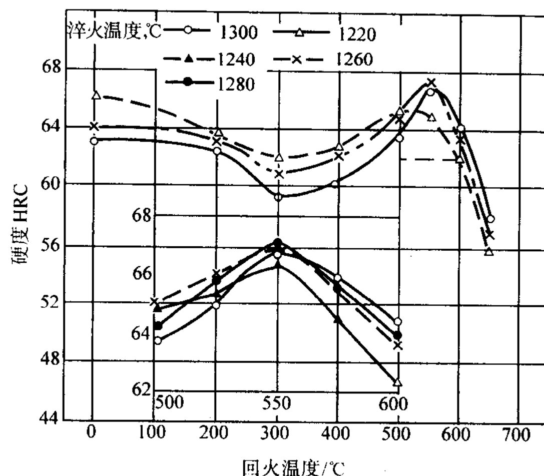


图 13.6-21　W18Cr4V 钢的二次硬化曲线

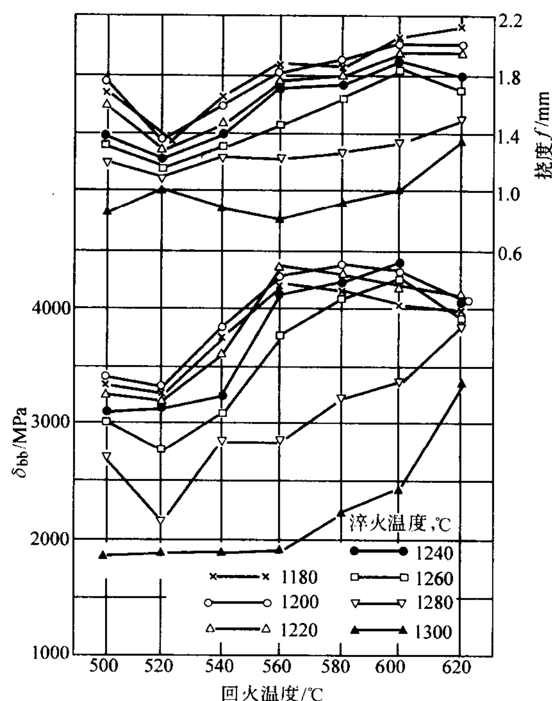


图 13.6-22　W18Cr4V 钢的抗弯强度和挠度与淬火和回火温度的关系

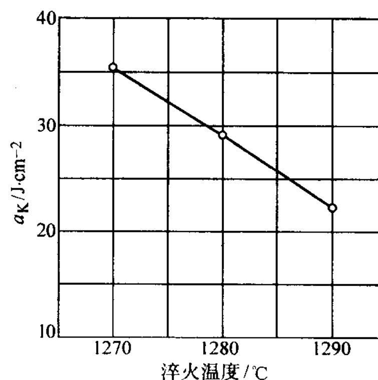


图 13.6-23　W18Cr4V 钢淬火温度对冲击韧度的影响

（回火温度 560℃）

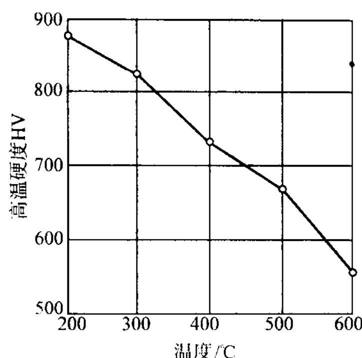


图 13.6-24 W18Cr4V 钢的高温硬度

W18Cr4V钢切削刀具的淬火温度通常选择在 1 270 ~ 1 300℃之间，回火温度选择在 560℃左右。以上制度处理之后钢的力学性能见表 13.6-20。

表 13.6-20 W18Cr4V 钢淬回火之后的力学性能

硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	抗压强度（纵向）σ_{cb}/MPa	弹性模量 E/MPa
63 ~ 66	2 500 ~ 3 500	30 ~ 35	3 000 ~ 3 400	22 500 ~ 23 000

注：淬火温度 1 270 ~ 1 300℃，回火温度 560℃。

当用 W18Cr4V 钢制造模具或机械零件时，由于对韧性要求较高，可以选择比刀具低的淬火温度，回火温度也可以选择高一些，以满足使用要求。

3.1.4 改锻工艺和全退火工艺制度

有时在制造工具之前，需将钢材进行镦拔或改锻，在镦拔和改锻之后必须进行完全退火。W18Cr4V 钢的改锻工艺和全退火工艺制度见表 13.6-21。

表 13.6-21 W18Cr4V 钢改锻工艺和全退火工艺制度

改锻制度			全退火制度		
加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式
1 180 ~ 1 220	1 120 ~ 1 140	≥950	860 ~ 880	2	缓冷(20 ~ 30℃/h)或740 ~ 760℃等温

3.1.5 W18Cr4V 钢的用途

W18Cr4V 钢可用于制造各种切削工具，例如车刀、刨刀、铣刀、铰刀、拉刀、滚刀、插齿刀、锯条、丝锥、板牙和钻头等，不适宜制造大截面和热塑成形刀具，例如四辊热扭轧钻头等。

W18Cr4V 钢还用于制造高温轴承、模具和耐磨机械零件等。

3.2 W6Mo5Cr4V2（M2）

3.2.1 钢种特点

W6Mo5Cr4V2 是 W-Mo 系通用高速钢种，我国又称它为 6-5-4-2 或简称 W6，美国牌号为 M2。该钢 W 当量 W + 2Mo ≈ 16，碳含量比 W18Cr4V 钢高，平衡碳差值在 0.25% ~ 0.30%（质量分数）之间，是世界上用量最多的一个高速钢种。该钢的全面性能较好，特别是韧性和塑性，显著优于 W18Cr4V 钢。但该钢的淬火温度范围较窄，不如 W18Cr4V 宽，过热敏感性和氧化脱碳倾向比 W18Cr4V 钢高，但比 Mo 系钢低。因钢中钒含量为 2%左右，所以可磨削性能比 W18Cr4V 钢要差一些。

W6Mo5Cr4V 钢中的碳化物分布均匀性显著好于 W18Cr4V 钢，碳化物颗粒形状多为球形和椭球形，适宜生产大规格钢材和冷加工钢材。钢中尺寸较大的碳化物是棒条状的复合碳化物 "$M_6C + MC$" 或 "$M_6C + MC + M_2C$" 颗粒，有时含量较多，会产生不良影响。

3.2.2 物理性能

密度：8.16 g/cm^3；

临界点：$A_{c1(s)}$：780 ~ 840℃，

$A_{c1(f)}$：840 ~ 890℃，

马氏体点 M_s：130 ~ 190℃；

钢的线胀系数、热导率和比电阻分别见表 13.6-22 和表 13.6-23。

表 13.6-22 W6Mo5Cr4V2 钢的线胀系数

温度/℃		20 ~ 200	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700	20 ~ 750
α_l /10^{-6} K^{-1}	退火状态	9.44	10.76	10.98	11.49	11.95	12.13
	1 220℃油淬，560℃ ×（1+1）回火	9.52	10.50	10.83	11.26	—	—

表 13.6-23 W6Mo5Cr4V2 钢的热导率

温度/℃	20	118	198	310	400	513
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	19.34	22.19	23.66	26.80	26.25	27.67

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.85，Cr4.05，W6.34，Mo5.01，V1.91；1 200℃油淬，560℃ × 回火 2 次每次 1 h。

表 13.6-24 W6Mo5Cr4V2 钢的比电阻

温度/℃	20	118	198	310	400	513
ρ/Ω·mm^2·m^{-1}	0.46	0.52	0.58	0.66	0.73	0.81

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.85，Cr4.05，W6.34，Mo5.01，V1.91；1 200℃油淬，560℃ × 回火 2 次每次 1 h。

W6Mo5Cr4V2 钢的等温转变曲线见图 13.6-25。

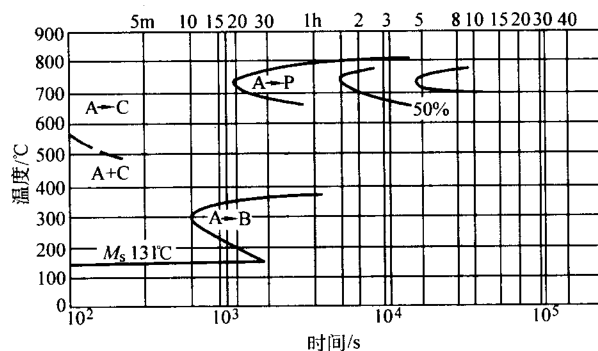


图 13.6-25 W6Mo5Cr4V2 钢的奥氏体等温转变曲线

用钢成分（质量分数）（%）C0.83，Si0.26，Mn0.31，Cr4.22，W6.31，Mo4.50，V1.81；奥氏体化温度 1 200℃

3.2.3 热处理和钢的力学性能

（1）回火硬度

回火硬度与淬火和回火温度的关系曲线如图 13.6-26 所示，二次硬化峰出现在 520 ~ 560℃温度范围内。

（2）抗弯强度和冲击韧性

抗弯强度和冲击韧性曲线分别如图 13.6-27 和图 13.6-28 所示，淬火温度对钢的韧性的影响很大。

（3）高温硬度

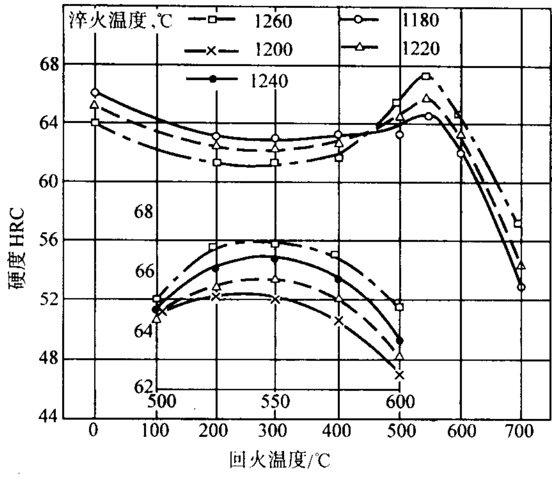


图 13.6-26　W6Mo5Cr4V2 钢的二次硬化曲线

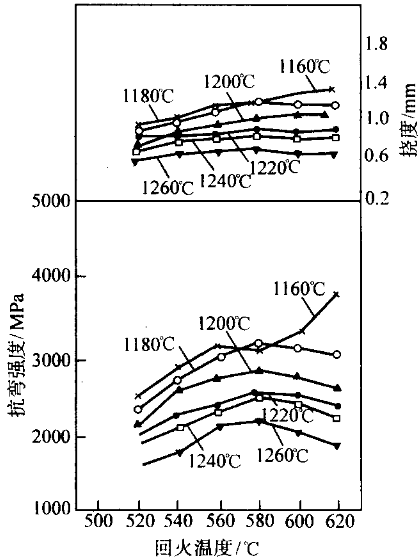


图 13.6-27　W6Mo5Cr4V2 钢的抗弯强度和挠度与回火温度的关系

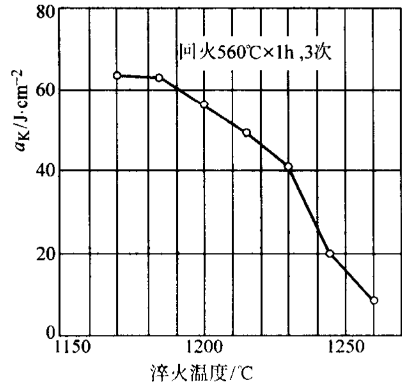


图 13.6-28　W6Mo5Cr4V 钢的冲击韧性与淬火温度的关系
（试样尺寸：10 mm×10 mm×55 mm）

W6Mo5Cr4V2 钢在 1 230℃淬火和不同回火温度下的高温硬度曲线如图 13.6-29 所示，室温硬度高时，高温硬度也高。

M2 钢用做薄刃刀具时，淬火温度选择应低一些，例如在 1 200～1 220℃之间；用做拉刀、滚刀、插齿刀等复杂刀具时，淬火温度选择为 1 220～1 230℃；当用做车刀时，可选择的高一些，为 1 240℃。回火温度为 550～560℃。钢在 1 210～1 230℃淬火、560℃回火之后的力学性能见表 13.6-25。

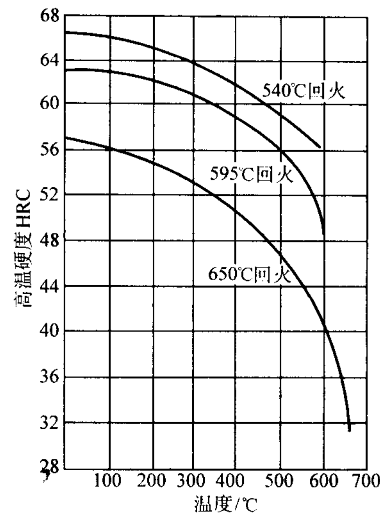


图 13.6-29　W6Mo5Cr4V2 钢的高温硬度曲线

表 13.6-25　W6Mo5Cr4V2 淬火和回火后的力学性能

硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	弹性模量 E /MPa
63～66	3 500～4 500	40～50	230 000～250 000

注：淬火温度 1 210～1230℃，回火温度 560℃。

3.2.4　改锻和全退火工艺制度

W6Mo5Cr4V2 钢改锻和全退火工艺制度见表 13.6-26。

表 13.6-26　W6Mo5Cr4V2 钢改锻工艺和全退火工艺制度

改锻制度			全退火制度		
加热温度/℃	开锻温度/℃	终锻温度/℃	退火温度/℃	保温时间/h	冷却方式
1 140～1 150	1 040～1 080	≥900	850～870	2	缓冷(20～30℃/h)或740～760℃等温

3.2.5　W6Mo5Cr4V2 钢的用途

1）制造各类刀具，包括大型和热塑成形刀具，该钢通用性很强。

2）模具。

3）耐磨机械零件，例如油泵油嘴偶件的针阀等。

用做模具和机械零件时，应根据对性能的要求选择合适的热处理制度。

3.3　W9Mo3Cr4V（W9）

W9Mo3Cr4V 是我国 20 世纪 70 年代末研制的一个 W-Mo 系通用高速钢种。该钢的 W 当量 W＋2Mo≈15%，平衡碳差值为 0.22%（质量分数）左右，该钢的成本比 M2 钢低。

3.3.1　钢种特点

该钢的成分介于 W18Cr4V 和 W6Mo5Cr4V2 钢之间，碳化物分布的均匀性和颗粒度优于 W18Cr4V，性能基本上与 W6Mo5Cr4V2 相当，但脱碳和过热敏感性优于 W6Mo5Cr4V2，可磨削性较好。

在该钢中存在一些与 W18Cr4V 钢相似的大角状碳化物颗粒，但数量比 W18Cr4V 钢少。

3.3.2　物理性能和等温转变曲线

密度：8.25g/cm^3；

相变点：$A_{c1(s)}$：783～830℃；

$A_{c1(f)}$：825～875℃；

马氏体点 M_s：190℃。

W9 钢的过冷奥氏体等温转变曲线如图 13.6-30 所示。

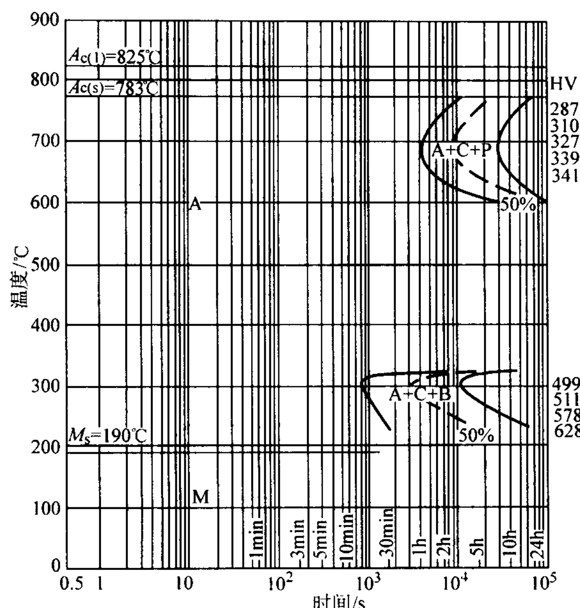


图 13.6-30　W9 钢的过冷奥氏体等温转变曲线

试样成分（质量分数）(%)：C0.80，W8.95，Mo2.95，Cr3.85，V1.44，Si0.30，Mn0.26；

原始状态：退火；奥氏体化：1 230℃ × 1 min；晶粒度：10 级

3.3.3　热处理和钢的力学性能

淬火温度对 W9 钢晶粒度、回火硬度和抗弯性能的影响如图 13.6-31 所示。

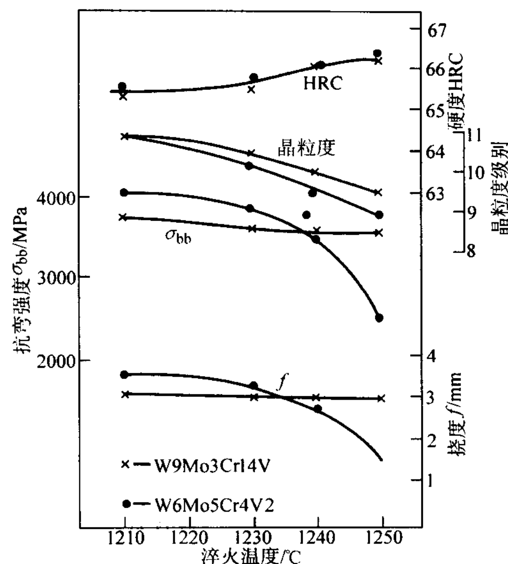


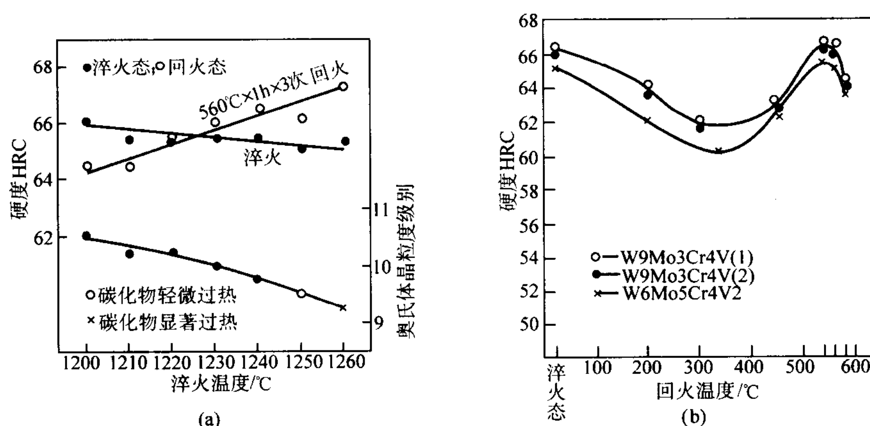
图 13.6-31　淬火温度对 W9 钢晶粒度、回火硬度和抗弯性能的影响

试样成分（质量分数）　%

钢号	C	W	Mo	Cr	V
M2	0.84	6.14	4.80	4.06	1.89
W9	0.76	9.23	3.04	4.02	1.49

试样尺寸：ϕ10 mm × 160 mm（跨距 100 mm）；原料尺寸：ϕ14 mm（轧材）；回火工艺：560℃ × 1 h × 3 次。

W9 钢淬火温度对淬火硬度、组织和回火硬度的影响以及 W9 钢的二次硬化曲线如图 13.6-32 所示。



试样成分（质量分数）　%

钢号	C	W	Mo	Cr	V
W9 (1)	0.83	9.10	2.96	3.95	1.50
W9 (2)	0.79	8.90	2.91	3.92	1.30
M2	0.85	5.64	4.99	4.18	1.90

淬火温度：1240℃；

回火：560℃ × 1 h，3 次。

图 13.6-32　W9 钢淬火温度对淬火硬度、组织和回火硬度的影响（a）以及 W9 钢的二次硬化曲线与 M2 钢的比较（b）

W9 钢在 1 220 ~ 1 240℃淬火和在 560℃回火后的力学性能见表 13.6-27。

表 13.6-27　W9 钢的力学性能

硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	弹性模量 E /MPa
63 ~ 66	3 500 ~ 4 500	35 ~ 40	221 900

注：淬火温度 1 220 ~ 1240℃，回火温度 560℃。

W9 钢在 1 220℃淬火和 560℃回火后的红硬性、高温硬度见表 13.6-28。

表 13.6-28　W9 钢的红硬性和高温硬度

红硬性 HRC		高温硬度 HV			
600℃	620℃	300℃	500℃	550℃	600℃
62	60.8	800	680	620	560

3.3.4　W9 钢的改锻工艺制度和全退火工艺制度

W9 钢的改锻工艺制度和全退火工艺制度基本与 M2 钢相同。

3.3.5　W9 钢的用途

W9 钢是我国的一个主要通用高速钢钢种，用量仅次于 M2 钢，W9 钢可以用做车刀、铣刀、拉刀、锯条、滚刀、丝

锥和钻头等多种工具，包括热成形工具。用做工具时的热处理制度和主要性能见表 13.6-28。

W9 钢还可以用做模具和机械零件。可根据对性能的要求适当降低淬火温度和提高回火温度。

3.4 W2Mo9Cr4V（M1）

3.4.1 钢种特点

M1 是钼系通用高速钢，是在第二次世大战期间因钨资源奇缺而在美国研制成功的钢种。该钢热稳定性差，热加工和淬火温度范围窄，易过热、过烧，脱碳、氧化倾向大。

3.4.2 物理性能和等温转变曲线

密度：7.89 g/cm^3；

相变点：$A_{c1(s)}$ 825℃，

M_s 195℃；

钢的过冷奥氏体等温转变曲线如图 13.6-33 所示。

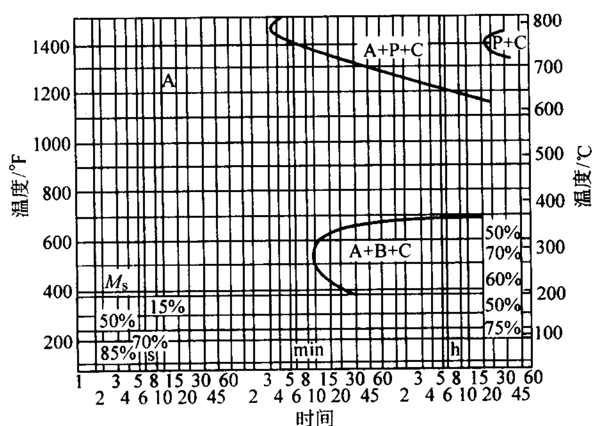


图 13.6-33 M1 钢的过冷奥氏体等温转变曲线

（原始状态退火，奥氏体化温度 2 200°F（1 204℃），A_{c1} 1 520°F（828℃））

3.4.3 热处理和力学性能

1）M1 钢的二次硬化曲线如图 13.6-34 所示，M1 的二次硬化峰值范围在 520～550℃之间。

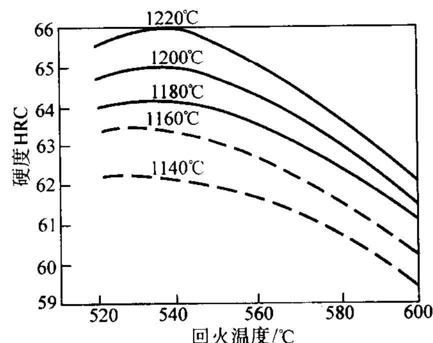
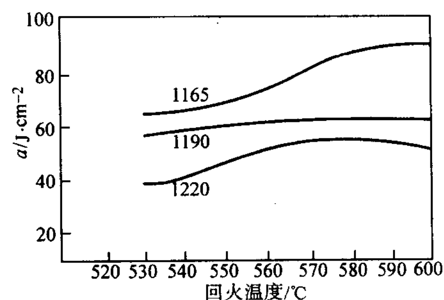


图 13.6-34 M1 钢的二次硬化曲线

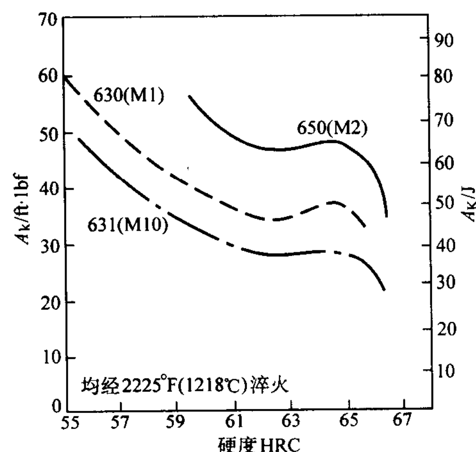
2）M1 钢的冲击韧度如图 13.6-35 所示，M1 的韧性比 M2 钢差。

3）M1 钢的高温硬度和耐磨性如图 13.6-36 所示。M1 的高温硬度基本上与 M2 钢相当，但耐磨性差一些，而可磨削性较好。

M1 钢在 1 180～1 210℃淬火和在 540～560℃回火之后的力学性能数据见表 13.6-29。

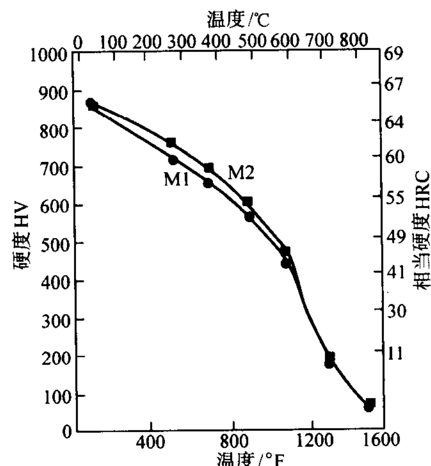


(a) 淬回火温度对M1钢冲击韧度的影响

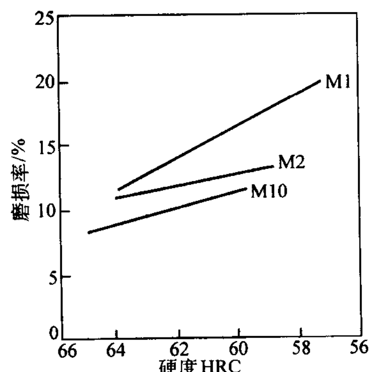


(b) M1、M2 和 M10钢冲击吸收功的比较

图 13.6-35 M1 钢的冲击韧性



(a) M1和M2钢的高温硬度



(b) M1、M2和 M10钢的磨损率与硬度的关系

图 13.6-36 M1 钢的高温硬度和耐磨性

表 13.6-29　W2Mo9Cr4V 钢淬火和回火后的力学性能

硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	弹性模量 E /MPa
60～65	3 000～4 000	40～50	217 000

注：淬火温度 1 180～1 210℃，回火温度 540～560℃。

3.4.4　M_1 钢的用途

M_1 钢的可磨削性较好，适宜制造具有细薄刃部、短屑切削的精密刀具，例如丝锥、板牙、$\phi 2$ mm 以下的钻头及其他小尺寸刀具。

M_1 钢还可制作铣刀、拉丝模、锯条和锉刀等。

3.5　W2Mo9Cr4V2（M7）

3.5.1　钢种特点

M7 是最重要的 Mo 系通用高速钢种，它是在 M1 钢成分的基础上，适当地增加了碳和钒的含量，因此提高了二次硬度和耐磨性，使钢具有较好的综合性能和使用性能。但该钢也带有 Mo 系钢的特点：热稳定性较差，热加工和淬火温度范围较窄，氧化和脱碳倾向较大。

M7 钢的碳化物分布的均匀程度和碳化物颗粒度均优于 T1。钢中存在有棒条状等尺寸较大的 M_2C 碳化物颗粒，有时较多。

3.5.2　物理性能和过冷奥氏体转变曲线

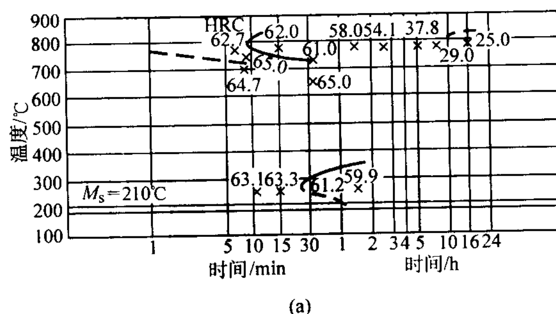
密度：7.9 g/cm^3；

相变点：$A_{c1(s)}$　810～820℃；

$A_{c1(f)}$　845～860℃；

M_s　210℃；

M7 钢的过冷奥氏体等温转变和连续冷却曲线如图 13.6-37 所示。



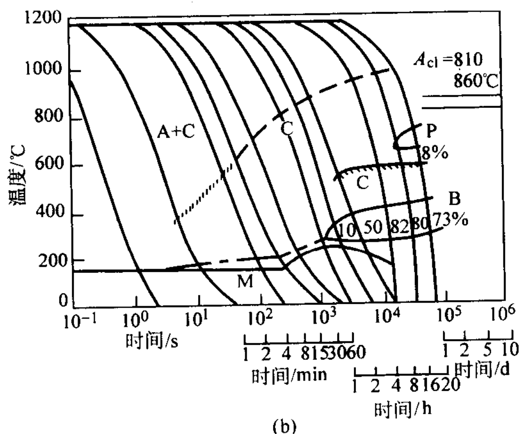


图 13.6-37　W2Mo9Cr4V2（M7）钢的过冷奥氏体等温转变曲线（奥氏体化温度 1 200℃）(a) 和过冷奥氏体连续冷却转变曲线（奥氏体化温度 1 190℃）(b)

3.5.3　热处理和钢的力学性能

1）淬火温度与淬火硬度和奥氏体晶粒度的关系如图 13.6-38 所示。

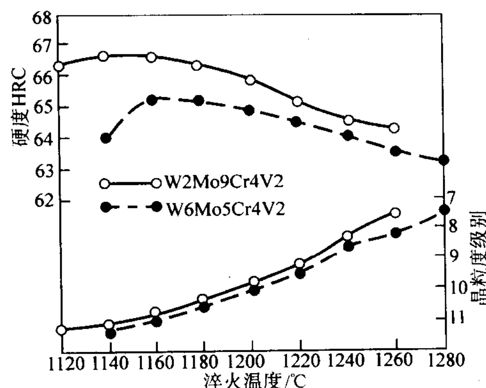


图 13.6-38　M7 钢的淬火温度对淬火硬度和奥氏体晶粒度的影响

2）M7 钢的二次硬化曲线如图 13.6-39 所示。

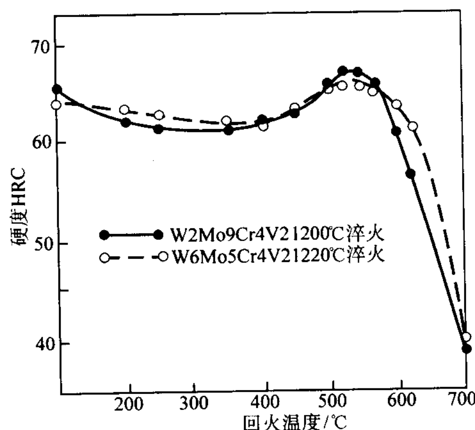


图 13.6-39　M7 钢的二次硬化曲线

3）M7 钢的抗弯性能和冲击性能如图 13.6-40 所示。

4）M7 钢的红硬性和高温硬度曲线如图 13.6-41 所示。

5）M7 钢的耐磨性和其他几种通用高速钢的相对比较如图 13.6-42 所示。

M7 钢在 1 160～1 200℃淬火和 540～560℃回火后的力学性能见表 13.6-30。

3.5.4　M7 钢的用途

M7 钢可用于制造钻头、车刀、铣刀、镗刀、锯条、丝锥和板牙等。特别适宜制造丝锥，其切削寿命比 M2 钢能提高约 1 倍，其耐磨性比 M2 钢好。现在 M7 已成为制造丝锥的专用钢。

3.6　W14Cr4VMnRE（W14RE）

3.6.1　钢的化学成分和钢种特点

该钢是热塑性较高的 W 系通用高速钢。其突出特点是钢中加入了稀土元素，使热塑性大幅度提高，如图 13.6-43 所示。该钢的钨含量比 W18Cr4V 钢低约 4%，碳含量提高，碳化物分布的均匀性优于 W18Cr4V 钢，而性能相当。该钢可用于制造热成型刀具，可替代 W6Mo5Cr4V2 钢使用。该钢曾纳标。该钢的化学成分见表 13.6-31。

3.6.2　物理性能

密度：8.4 g/cm^3；

临界点：A_{c1}：795～860℃。

3.6.3　热处理和力学性能

1）钢的奥氏体晶粒度与淬火温度关系曲线如图 13.6-44

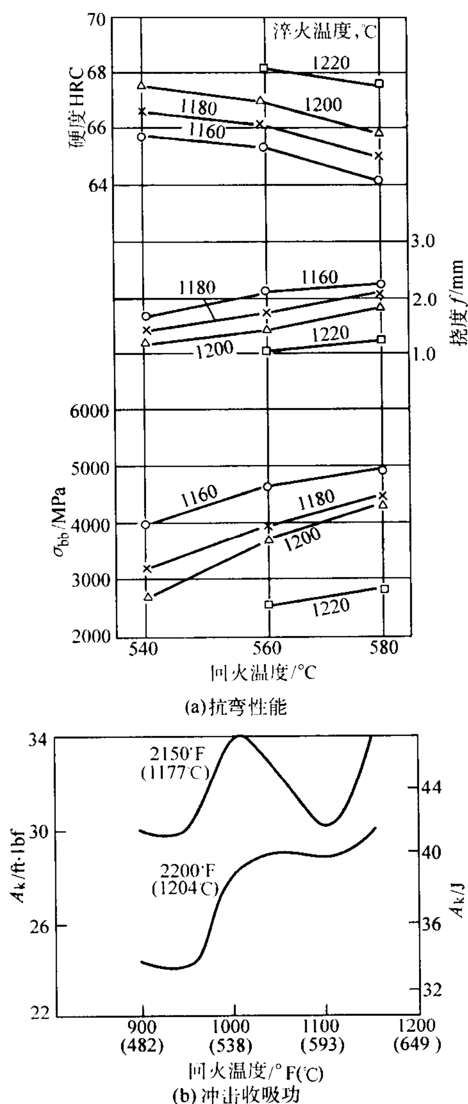


图 13.6-40　M7 钢的抗弯性能和冲击吸收功

所示，钢在 1 230 ~ 1 260℃范围内淬火，晶粒度保持在 10 ~ 11 级，晶粒度较细，热稳定性较高。

2）W14Cr4VMnRE 钢在淬火和回火之后的主要性能数据见表 13.6-32。

3.6.4　应用

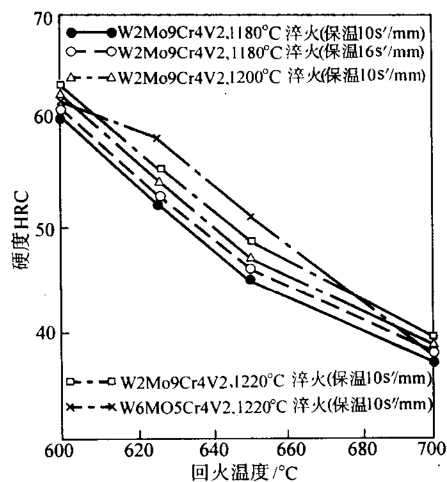
该钢可用做车刀、铣刀、刨刀、钻头、拉刀等切削刀具，特别适宜制造热成型刀具，例如四辊热扭轧钻头。可替代 W18 和 M2 钢使用。

3.7　W7Mo4Cr4V（W7）

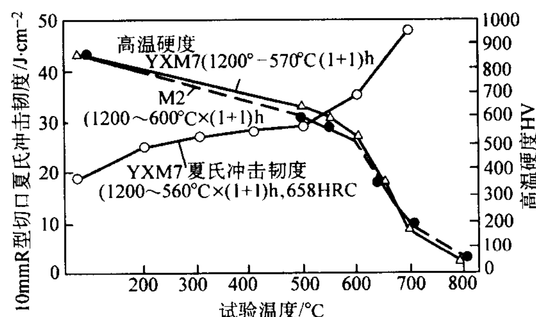
3.7.1　钢的化学成分和钢种特点

W7Mo4Cr4V 钢的化学成分见表 13.6-33。

W7Mo4Cr4V 是又一个 W-Mo 系通用高速钢种，其 W 当量 W + 2Mo≈15，平衡碳值在 1.06%（质量分数）左右，平衡碳差值约为 0.21（质量分数）。W7 钢是 M2 钢的改良型钢种。在 M2 钢中有时存在有较多的复合型碳化物"M_6C + MC"和"M_6C + MC + M_2C"颗粒，它们对钢的性能不利。为了减少复合碳化物颗粒，在 M2 钢成分的基础上，适当地增加了 W，减少了 Mo，在保证钢的铸态共晶碳化物主要是 M_2C 的前题下，又能促进 M_2C 碳化物的分解，因而减少了复合碳化物，使钢中的碳化物颗粒变细，同时也有利于碳化物分布的均匀化，改善了钢的性能，降低了钢的成本。W7 钢的氧化脱碳倾向小于 M2 钢。



(a) M7(W2Mo9Cr4V2)钢和M2(W6Mo5Cr4V2)钢的红硬性



(b) M7钢的高温硬度和高温冲击韧度

图 13.6-41　M7 钢的红硬性和高温硬度

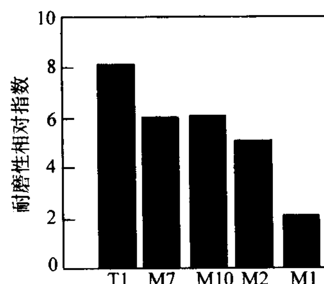


图 13.6-42　几种通用高速钢耐磨性的相对比较

表 13.6-30　M7 钢在淬回火状态的力学性能

硬度 HRC	600℃红硬性 HRC	冲击韧度（无缺口）a_K /J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	弹性模量 E /MPa
64.5 ~ 66.5	60 ~ 61	35 ~ 45	3 500 ~ 4 500	217×10^3

表 13.6-31　W14Cr4VMnRE 高速钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V	RE（加入量）	S	P
0.80 0.90	≤0.50	0.35 ~ 0.55	13.50 ~ 15.00	≤0.30	3.50 ~ 4.00	1.40 ~ 1.70	0.07	≤ 0.030	≤ 0.030

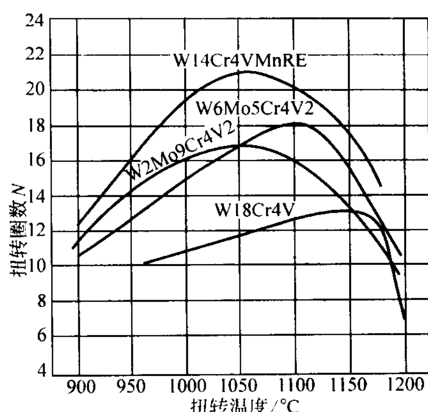


图 13.6-43　W14Cr4VMnRE、W6Mo5Cr4V2、W2Mo9Cr4V2 和 W18Cr4V 钢的热扭转曲线

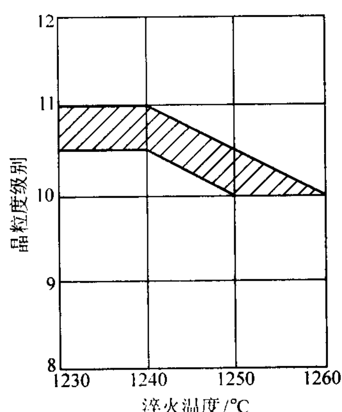


图 13.6-44　W14Cr4VMnRE 钢在不同淬火温度下的奥氏体晶粒度

表 13.6-32　W14Cr4VMnRE 钢淬回火后的性能

热处理制度		硬度 HRC	625℃红硬性 HRC	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb} /MPa
淬火 /℃	回火 /℃				
1 250	560	65.8	61.3	37	4 000

表 13.6-33　W7 钢的化学成分（质量分数）　%

C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	P、S	Ni	Cu
0.80～0.90	6.50～7.50	3.50～4.50	3.80～4.40	1.40～1.90	≤0.40	0.20～0.40	≤0.030	≤0.30	≤0.25

3.7.2　物理性能和钢的奥氏体连续冷却曲线

密度：8.17 g/cm³；

临界点：A_{c1s}　750℃，

A_{c1f}　830℃，

M_s　145℃。

钢的过冷奥氏体连续冷却曲线如图 13.6-45 所示。

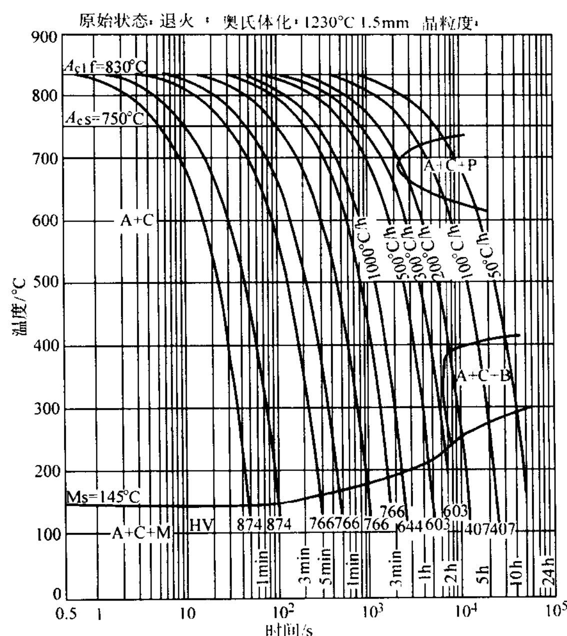
3.7.3　热处理和钢的力学性能

1）淬火温度与淬火硬度和奥氏体晶粒度的关系见表 13.6-34。

2）W7 钢在不同淬火温度和不同回火温度处理后的硬度曲线如图 13.6-46 所示。

3）W7 钢的高温硬度曲线如图 13.6-47 所示。

4）W7 钢的冲击韧性曲线如图 13.6-48 所示。



化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	W	Mo	Cr	V	Ni	Cu
0.87	0.29	0.31	0.010	0.29	7.10	4.00	4.15	1.59	0.16	0.13

图 13.6-45　W7Mo4Cr4V 钢的过冷奥氏体连续冷却曲线

表 13.6-34　W7 钢淬火温度与硬度和晶粒度的关系

淬火温度/℃	1 190	1 210	1 230	1 250
硬度 HRC	66.5	66.3	65.8	65.6
晶粒度级别	10.5	10.0	9.5	9.0

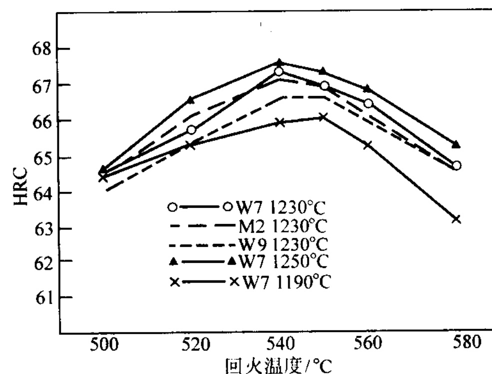


图 13.6-46　W7、W9 和 M2 钢的淬回火硬度曲线

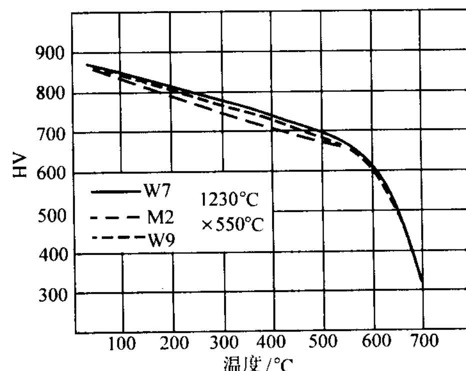


图 13.6-47　W7、W9 和 M2 钢的高温硬度曲线

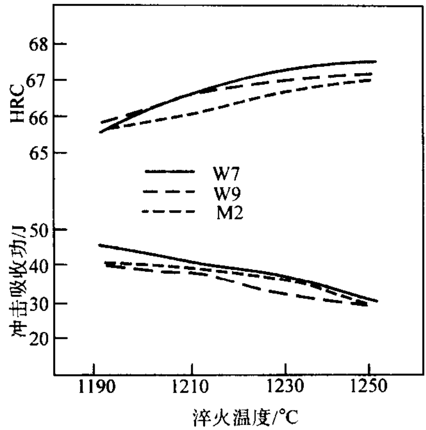


图 13.6-48 W7、W9和M2钢的冲击吸收功曲线（回火温度550℃）

5）W7钢的红硬性曲线如图13.6-49所示。

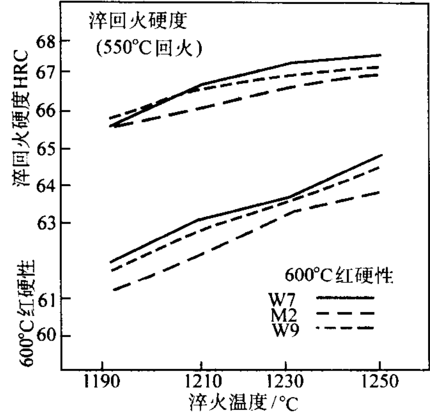


图 13.6-49 W7、M2和W9钢的600℃红硬性曲线

6）W7钢在1 210～1 240℃淬火，540～560℃回火后的性能数据见表13.6-35。

表 13.6-35 W7钢淬火和回火后的性能

热处理制度		硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	600℃红硬性 HRC	高温硬度 HV	
淬火/℃	回火/℃					600℃	500℃
1 210～1 240	540～560	66.0～67.3	4 700～5 000	37～42	63.1～63.7	606～618	674～697

W7钢的全面性能数据都不低于M2钢，而且钢的塑性优于M2钢。

3.7.4 应用

1）W7钢可用于制造车刀、刨刀、铣刀、镗刀、铣刀、丝锥、板牙、钻头、滚刀、拉刀、插齿刀和锯条等各类工具，可全面替代M2钢使用，由于其冷、热塑性优于M2钢，所以更适合制造冷或热成型工具。

2）制造模具和轧辊。

3）制造耐磨机械零件。

4 特种高速钢

特种高速钢又称为高性能高速钢，其硬度、红硬性以及耐磨性比通用高速钢高，但韧性通常比通用高速钢差，主要用于制造切削速度更高时的工具和加工难切削材料工具。

通用高速钢适用于加工中软钢等较易切削的材料，切削速度一般不超过40 m/min。当切削速度更高或加工难切削材料时，通用高速钢的切削能力则明显不足，刀具很快磨损或根本加工不动，因此必须使用硬度、耐热性和耐磨性更高的特种高速钢工具。

难切削加工材料主要有以下几种。1）高强度和超高强度钢，其中包括非调质钢，硬度≥300HB。2）奥氏体不锈钢、耐热钢。3）高温合金。4）钛合金。这些材料之所以难切削，有它们各自的原因和特性。例如，奥氏体不锈钢虽然强度不高，但加工硬化性强，热导率低，在切削时刀刃温度很快升高，加速了刀具的磨损而使寿命降低。高温合金与不锈钢相似，因其高温性能优良，所以它的被切削特性更差。钛合金当属最难切削的金属材料，其强度不算太高但导热性很差，化学活性强，在300～600℃就能大量吸收O_2、H_2和N_2等使表面硬化，因此使刀刃温度很快上升并产生氧化磨损和扩散磨损，使刀具失效。加工钛合金用一般的特种高速钢都很困难，必须使用具有更高合金含量的粉末冶金高速钢。

特种高速钢是为了解决各种切削加工问题而发展起来的，分为含钴、高钒和超硬高速钢等几大类，钢种繁多。在我国也研究出了不少特种高速钢种。在本节中除了对各钢种进行一般的介绍之外，对几种常用的、影响较大的钢种（如W6Mo5Cr4V2Co5（M35）、W2Mo9Cr4VCo8（M42）和W6Mo5Cr4V2Al（M2Al）等），进行较详细的介绍。

4.1 含钴高速钢

这一类钢是在通用高速钢的基础上加入了质量分数为5%～13%的Co，钒的质量分数为1%～2%，称为“一般含钴”或“含钴”高速钢，其钢号和成分见表13.6-36。

表 13.6-36 含钴高速钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	W	Mo	Cr	V	Co
M6	0.75～0.85	3.75～4.75	4.50～5.50	3.75～4.75	1.30～1.70	11.00～13.00
M30	0.75～0.85	1.30～2.30	7.75～9.00	3.50～4.25	1.00～1.40	4.50～5.50
M33	0.85～0.92	1.30～2.10	9.00～10.00	3.50～4.00	1.00～1.35	7.75～8.75
M34	0.85～0.92	1.40～2.10	7.75～9.20	3.50～4.00	1.90～2.30	7.75～8.75
M35	0.80～0.90	5.50～6.50	4.50～5.50	3.75～4.50	1.75～2.25	4.50～5.50
M36	0.80～0.90	5.50～6.50	4.50～5.50	3.75～4.50	1.75～2.25	7.75～8.75
T4	0.70～0.80	17.50～19.00	0.40～1.00	3.75～4.50	0.80～1.20	4.25～5.75
T5	0.75～0.85	17.50～19.00	0.50～1.25	3.75～5.00	1.80～2.40	7.00～9.50
T6	0.75～0.85	17.50～19.00	0.50～1.25	4.00～4.75	1.80～2.10	11.00～13.00

表 13.6-36 虽是 AISI 标准中的钢号，但在各国标准中的这类钢号基本上是大同小异，因此表中的钢号具有一定的代表性。这些钢号在历史上曾发挥了重要的作用，但现在除了少数钢号之外，应用的不多。美国从 20 世纪 70 年代以后，用 M36 钢代替 M35 钢，然而在西欧、日本和我国，M35 是用量较多的一种含钴特种高速钢，将在下面进行重点介绍。

在淬火加热奥氏体化之后，钴能加速珠光体转变，但不加速贝氏体转变；钴能减少残余奥氏体；在其他成分相同的情况下，含 5%（质量分数）Co 能使淬回火硬度提高 1～2HRC，并提高红硬性，因此使钢切削性能提高。

表 13.6-37 是几种含钴钢的推荐热处理制度及淬回火硬度，图 13.6-50 是 M35 和 M36 的二次硬化曲线。

表 13.6-37　几种含钴钢的推荐淬回火温度和硬度

钢　号	淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度 HRC
T4	1 260～1 300	540～590	63～65
T5	1 280～1 300	540～590	63～65
T6	1 280～1 300	540～590	63～65
M35	1 220～1 250	540～590	63～65
M36	1 220～1 250	540～590	63～65
M33	1 200～1 230	540～590	63～65

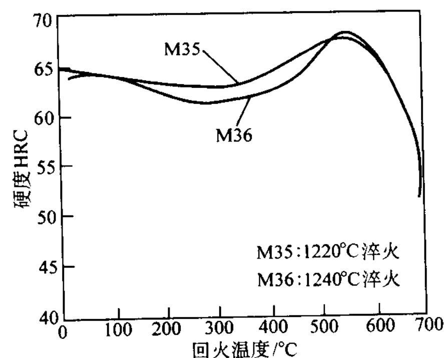


图 13.6-50　M35 和 M36 钢的二次硬化曲线
（回火 1.5 h×3 次）

4.2　高钒高速钢

这类钢多是在通用高速钢成分的基础上，提高了钢中的钒含量和碳含量，但碳含量仍低于平衡碳值，钒的质量分数多在 3%～5%之间，最低值也高于 2.5%。钢中含有较多的 MC 型碳化物，二次硬度可以高达 66～67HRC 甚至以上，显著地提高了刀具的耐磨性和耐用度，曾被称为“超高速钢”(Super HSS)。在有些钢种中还加入了 5%（质量分数）左右的 Co，使其具有更高的使用性能。高钒钢的主要缺点是可磨削性差，因此制造精密复杂刀具很困难，多用做形状简单的刀具和模具。

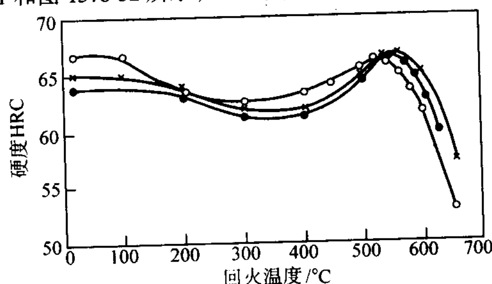
几种高钒高速钢的化学成分见表 13.6-38。

表 13.6-38　几种高钒高速钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	W	Mo	Cr	V	Co
W6Mo5Cr4V3（1）（M3（1））	1.00～1.10	5.00～6.75	4.75～6.50	3.75～4.50	2.25～2.75	
W6Mo5Cr4V3（2）（M3（2））	1.15～1.25	5.00～6.75	4.75～6.50	3.75～4.50	2.75～3.75	
W6Mo5Cr4V5（M4）	1.25～1.40	5.25～6.50	4.25～5.50	3.75～4.75	3.75～4.75	
W12Cr4V5Co5（T15）	1.50～1.60	11.75～13.00	≤1.00	3.75～5.00	4.50～5.25	4.75～5.25
W12Cr4V4Mo（EV4）	1.20～1.40	11.50～13.00	0.90～1.20	3.80～4.40	3.80～4.40	

4.2.1　M3（1）和 M3（2）

M3（2）的碳的质量分数和钒的质量分数比 M3（1）分别高约 0.15%和 0.5%～1.0%，因此 M3（2）在淬回火之后的峰值硬度也高约 1HRC，它们的二次硬化曲线分别如图 13.6-51 和图 13.6-52 所示，M3（2）的耐磨性优于 M3（1）。

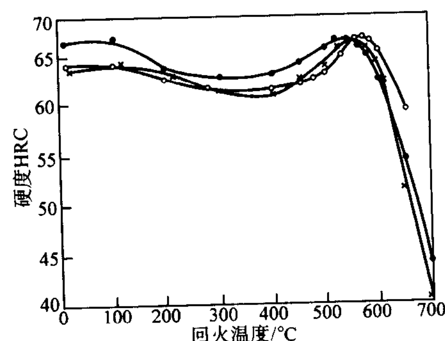


化学成分（质量分数）　%

图例	C	Cr	W	Mo	V	Co	A（C_s/C_p）[①]
●	1.01	3.97	6.64	5.22	2.65	—	0.76
○	1.02	4.23	6.39	5.23	2.65	—	0.78
×	1.03	3.94	6.23	5.75	2.72	—	0.76

注：1 220℃淬火，1 h×2 次回火。

图 13.6-51　M3（1）钢的二次硬化曲线



化学成分（质量分数）　%

图例	C	Cr	W	Mo	V	Co	A（C_s/C_p）[①]
●	1.18	4.09	6.14	5.72	2.92	—	0.85
○	1.13	4.09	5.29	5.02	2.89	—	0.86
×	1.12	4.09	5.84	6.16	3.10	—	0.78

注：1 220℃淬火，1 h×2 次回火。

图 13.6-52　M3（2）钢的二次硬化曲线

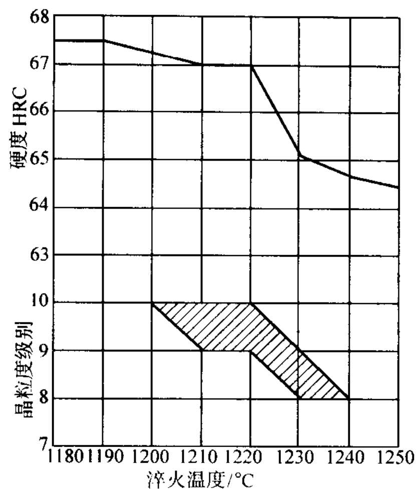


图 13.6-53 M3（1）钢淬火硬度和奥氏体晶粒度与淬火温度的关系

M3（1）的淬火硬度和奥氏体晶粒度与淬火温度之间的关系曲线如图 13.6-53 所示，红硬性与淬火温度的关系曲线如图 13.6-54 所示。

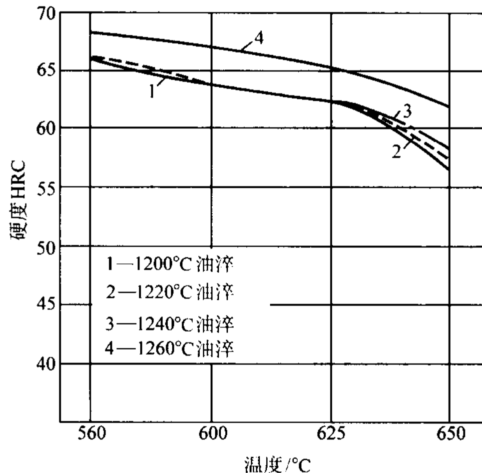


图 13.6-54 M3（1）在不同温度淬火后于 600℃、625℃和 650℃的红硬性

4.2.2 M4

M4 钢含钒量（质量分量）约 4%，其淬回火后的二次硬度峰值并不比 M3（2）高，耐磨性比 M3 钢好，但可磨削性更差，其二次硬化曲线如图 13.6-55 所示。该钢多用做模具。

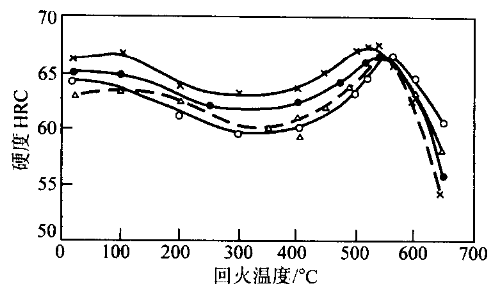
4.2.3 T15

T15 是 W 系高钒含钴高速钢，其碳含量（质量分数）高达 1.5%，钒含量（质量分数）和钴含量（质量分数）均高达 5%，钢中含有大量 MC 型碳化物，具有很高的耐磨性，其二次硬度可高达 68HRC（图 13.6-56），高温硬度和红硬性都较高，是重要的名牌高钒钢号。在超硬高速钢诞生之前，其用途广泛而重要。但其韧性差，可磨削性差，在粉末高速钢诞生之后，该钢多用粉末冶金方法生产，并在该钢的基础上，诞生了新的粉末高速钢种。T15 钢实质上也应是一个超硬高速钢种。该钢主要用于制造难切削材料工具。

图 13.6-57 是 T15、M4 和 M2 钢不同硬度水平下的冲击韧性，T15 最低。

4.2.4 W12Cr4V4Mo（EV4）

EV4 是高碳高钒型特种高速钢，具有高硬度、高红硬性和高耐磨性等优点，曾是重要的特种高速钢种。因其可磨削性差，故适用于制造形状简单的刀具，例如车刀和刨刀等。适于加工中、高强度钢、高温合金等难切削材料，不适于制作高精度复杂刀具。

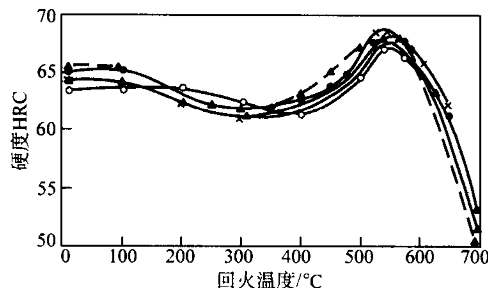


化学成分（质量分数） %

图例	C	Cr	W	Mo	V	Co
●	1.39	4.33	5.87	5.45	4.02	—
○	1.28	4.26	5.29	4.46	4.00	—
×	1.36	4.29	6.03	5.62	4.27	—
△	1.28	4.38	5.40	4.63	4.00	—

注：1 220℃淬火，1 h×2 次回火。

图 13.6-55 M4 钢的二次硬化曲线



化学成分（质量分数） %

图例	C	Cr	W	Mo	V	Co
●	1.51	3.93	11.90	—	5.04	4.90
○	1.45	4.09	12.05	0.83	4.21	4.90
×	1.46	3.80	12.02	1.18	5.30	5.23
△	1.54	4.85	12.91	—	5.10	5.15
▲	1.55	4.56	12.69	0.50	4.96	4.84

注：1 240℃淬火，1 h×2 次回火。

图 13.6-56 T15 钢的二次硬化曲线

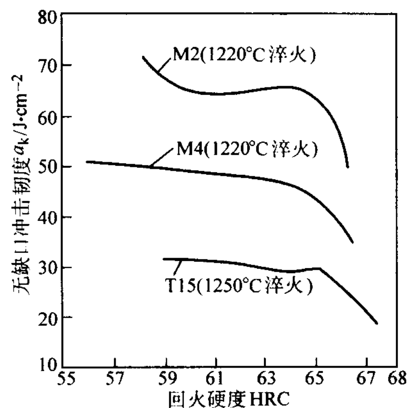


图 13.6-57 T15、M4 和 M2 钢不同硬度下的冲击韧度

图 13.6-58 是 EV4 钢的二次硬化曲线。该钢的淬火温度范围为 1 240 ~ 1 280℃，回火温度范围为 550 ~ 570℃。

4.3　含钴和高钒钢的应用

在超硬高速钢诞生之后，含钴和高钒特种高速钢在切削工具方面的应用减少，但对某些特殊材料和中等硬度调质钢件（30 ~ 45HRC），特别是对韧性要求较高的刀具仍有较多应用，在模具方面的应用有所增多。

美国金属学会工具钢委员会于 20 世纪 80 年代推荐本类钢的用途列于表 13.6-39，Mo 系和 W-Mo 系含钴钢 M33、M34、M35 和 M36 等在加工高强度钢、不锈钢和耐热合金等方面仍有不少应用，特别是 M35 和 M36 仍是重要的特种高速钢。

M3 和 M4 的主要用途已转向冷作模具和塑料模具，它们的耐磨性优于 M2 和 D2（Cr12Mo1V1），而韧性不低于后者，并能通过调整热处理制度获得不同的硬度和韧性配合，使耐磨性高出相同硬度水平的冷作模具钢数倍以上。

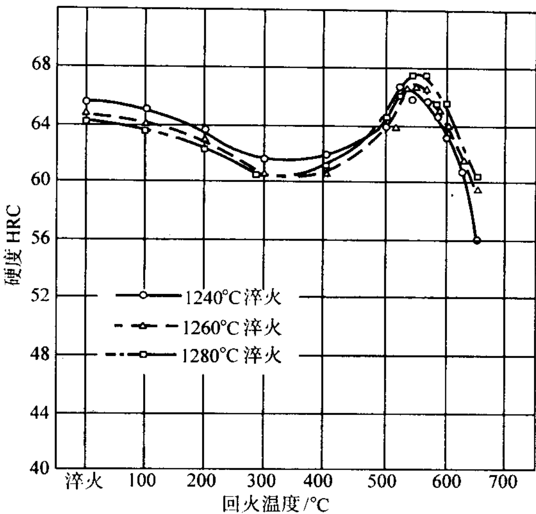


图 13.6-58　W12Cr4V4Mo 钢的二次硬化曲线

表 13.6-39　美国金属学会（ASM）推荐的加钴和高钒高速钢的用途

类　别	钢　号	刀　具	模　具
W 系加 Co	T4、T6	加工铸铁和铜合金的单刃刀具	
Mo 系及 W-Mo 系加 Co	M33、M34	加工高硬度、高强度（50HRC）的钢和耐热合金（45HRC）、不锈钢和钛合金的麻花钻	
	M35、M36	加工硬度 35 ~ 45HRC 调质钢的铣刀、滚刀	
高钒	M3（1） M3（2）	加工硬度 < 250HB 钢材的单刃刀具及较难切削材料的麻花钻、精铰刀	冷镦切断刀、终凸模及凹模（六方螺母）镶件
	M4	加工硬度 30 ~ 50HRC 调质钢的铣刀、滚刀	冷挤压加工铝、碳钢、低合金钢、寿命 5 万件凸模
高钒加钴	T15	加工难切削材料的镶刀片（单刃和多刃） 加工淬硬高强度钢（55HRC）和耐热合金（45HRC）、不锈钢及钛合金的麻花钻 加工硬度 35 ~ 45HRC 调质钢的铣刀、滚刀	拉伸加工合金钢，寿命超过 5 万件的凸模

4.4　超硬高速钢

4.4.1　M40 系列超硬高速钢

M40 系列超硬高速钢诞生于 20 世纪 60 年代，与 G. Steven 的"平衡碳"理论有极大关系，使高速钢的二次硬度可提高到 70HRC，显著地提高了刀具的切削能力，推动了航空、航天工业的发展。

（1）化学成分

M40 系列高速钢的化学成分见表 13.6-40。

表 13.6-40　M40 系列超硬高速钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	W	Mo	Cr	V	Co
M41	1.05 ~ 1.15	6.50 ~ 7.25	3.25 ~ 4.50	3.75 ~ 4.50	1.75 ~ 2.25	4.75 ~ 5.75
M42	1.05 ~ 1.15	1.15 ~ 1.85	9.00 ~ 10.00	3.50 ~ 4.25	0.95 ~ 1.35	7.75 ~ 8.75
M43	1.15 ~ 1.25	2.25 ~ 3.00	7.50 ~ 8.50	3.50 ~ 4.25	1.50 ~ 1.75	7.75 ~ 8.75
M44	1.10 ~ 1.20	5.00 ~ 5.75	6.00 ~ 7.00	4.00 ~ 4.75	1.85 ~ 2.20	11.00 ~ 12.25
M45	1.20 ~ 1.30	7.75 ~ 8.25	4.75 ~ 5.25	4.00 ~ 4.50	1.45 ~ 1.75	5.25 ~ 5.75
M46	1.22 ~ 1.30	1.90 ~ 2.20	8.00 ~ 8.50	3.70 ~ 4.20	3.00 ~ 3.20	7.80 ~ 8.80
M47	1.05 ~ 1.15	1.30 ~ 1.80	9.25 ~ 10.00	3.50 ~ 4.00	1.15 ~ 1.35	4.75 ~ 5.25

从表13.6-40可以看出，M40系列钢的化学成分有以下特征：①碳含量很高，其中多数钢号的碳含量都接近平衡碳值。②钒含量（质量分数）为1%～3%，但仅M46的钒含量（质量分数）在3%左右，其他钢号都是在1%～2%。3）钴含量（质量分数）为5%～12%，但多为5%～8%。从成分特征可以看出，因M40系列钢碳含量高，并含钴，因此二次硬度应很高，但韧性会较差。现在美国标准中已将M45删掉。可能是因为其碳含量 w_C 过高，超过平衡值0.10%以上。另外，M40系列钒含量不算高，所以可磨削性会较好。

（2）M40系列钢的应用

M40系列超硬高速钢主要用于难切削材料的加工。表13.6-40是美国Cimax钼公司提供的一套有关M40系列钢刀具车、铣和钻削试验数据和与M1、T1、M2和T15等钢的对比试验结果，被加工材料都是典型的难切削材料。从表13.6-40中可以看出。1）加工中硬调质钢和一般奥氏体不锈钢时，M42和M41钢刀具的寿命为通用型钢M1、T1和M2的2倍左右。2）切削淬硬钢（50HRC左右）及高强度不锈钢时，通用型钢已很困难，但M42和M44钢的寿命可提高约20倍，并且M42钢都优于T15钢。3）在切削镍基高温合金（Inconel 718～Inconel 100）时，难度更大，通用型钢完全不能用，M42钢可用于钻、铣加工，寿命不如T15。但由于T15可磨削性太差，无法加工成精密、复杂刀具，故镍基高温合金等难切削材料的加工刀具几乎都选用M42钢，当粉末高速钢诞生之后，还选用粉末高钒高速钢。

表13.6-41　M40高速钢刀具的某些切削实例

作业类别	组	被加工材料	刀具材料	切削速度/m·min^{-1}	寿命/min	切削参数	刀具磨损
车	1	4340钢 50～52HRC	M1	8	1	f0.23，a_p1.52 硫化油	Δ_{max}1.52
			T15	15	7		Δ_{max}1.52
			M42	15	20		Δ_{max}1.52
	2	不锈钢 AISI 316	T1	15	10	f0.228，a_p1.59 无冷却	损坏
			T15	15	18		
			M42	15	23		
	3	时效硬化钢 AISI 685 338HB	M2	7.5	1	f0.23，a_p1.59 硫化油	Δ_{max}1.52
			T15	7.5	15		
			M44	7.5	20		
铣	1	H11钢，调质 24～26HRC	M2	41	11	f161.9，a_p2.54 ϕ15.3四齿端面铣 B25，无冷却	损坏
			T15	41	18		
			M41	41	24		
	2	Inconel 718 42HRC	T15	7	314	f0.254 mm/齿，a_p1.52 B50.8，高氯化油	Δ_{max}1.52
			M42	7	179		
钻	1	Inconel 718 42HRC	T15	9	25（孔）	f0.127，ϕ6.35麻花钻 孔深12.7，高氯化油	Δ_{max}0.38
			M42	9	10（孔）		
	2	Inconel 100（铸造Ni合金）	C2	4.5	20（孔）	f0.127，ϕ6.35麻花钻 孔深12.7，高氯化油 M42 f0.076	损坏
			M42	2	25（孔）		

注：1. 各种长度数字，单位皆为mm。

2. 切削参数：f（进刀量或称走刀量），车、钻为mm/r，铣为mm/min或mm/齿。

在M40系列钢中，M42钢用量最多，其次是M41。M41的合金化程度不算高，W当量 W＋2Mo＝15，韧性较好。M42钢已成为超硬高速钢的代表性钢种，知名度最高，用途广泛而重要，将在下面对其进行详细介绍。

4.4.2　W10Mo3Cr4V3Co10（HSP-15）型超硬高速钢

W10Mo3Cr4V3Co10是一个重要的超硬高速钢种，其硬度可达到69HRC，该钢于1957年最先在欧洲报道，德国、日本、瑞典、奥地利和我国都曾生产过该类钢，在瑞典还发展成了HSP-15和HSP-17两个钢号。在德国、法国、瑞典和日本等国的标准中都有该钢种，但成分略有差别，见表13.6-42。

表13.6-42　W10Mo3Cr4V3Co10钢的化学成分（质量分数）　%

国　别	钢　号	C	W	Mo	Cr	V	Co
德国（DIN）	S10-4-3-10	1.20～1.35	9.00～10.00	3.20～3.90	3.80～4.50	3.00～3.50	9.50～10.50
日本（JIS）	SKH57	1.20～1.35	9.00～10.00	3.20～3.90	3.80～4.50	3.00～3.50	9.50～10.50
瑞典（ASSAB）	HSP-15	1.25	9.50	3.20	4.10	3.10	9.50
瑞典（ASSAB）	HSP-17	1.40	9.00	3.50	4.00	4.00	12.00
法国（NF）	HS10-4-3-10	1.20～1.35	9.00～10.00	3.20～3.90	3.50～4.50	3.00～3.50	9.50～10.50

W10Mo3Cr4V3Co10 钢的热处理和性能特征如下。

1）该钢的奥氏体晶粒尺寸较细，在 1 240℃的高温淬火之后，晶粒度仍能保持 10 级以上。淬火温度与奥氏体晶粒度的关系如图 13.6-59 所示。

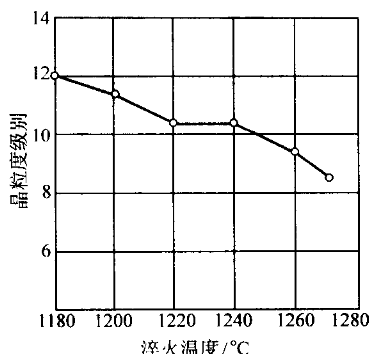


图 13.6-59 W10Mo3Cr4V3Co10 钢的淬火温度与奥氏体晶粒度的关系

2）钢的二次硬化曲线如图 13.6-60 所示，在 1 220～1 240℃淬火、530～570℃回火之后，钢的硬度都能达到 68HRC，最高达到 69HRC。

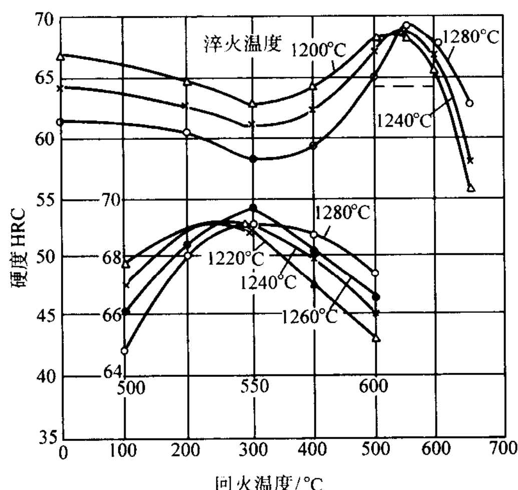


图 13.6-60 W10Mo3Cr4V3Co10 钢的二次硬化曲线

3）在不同温度淬火之后，钢的抗弯强度与回火温度的关系曲线如图 13.6-61 所示，在 1 220～1 240℃淬火和 540～580℃回火之后，抗弯强度 σ_{bb}在 2 000～2 500 MPa 之间。

4）钢的冲击韧度曲线如图 13.6-62 所示。

该钢有优异的切削性能，可以在较高的温度下使用，可用做钻头、铣刀、刨刀、刀头、刀片和拉刀、滚刀，螺纹刀具等，可加工高强度钢、高温合金、钛合金和铸造合金等难切削加工材料。用做复杂刀具时，淬火温度可选择 1 200～1 230℃，用作简单刀具时，可选择 1 230～1 250℃。

该钢的另一重要用途是用做高寿命、高性能冷冲模具。

4.4.3 W5Mo6Cr4VCo8 超硬高速钢

W5Mo6Cr4VCo8 是 W-Mo 系超硬高速钢，其 W 当量 W + 2Mo≥17%，平衡碳值为 1.15%（质量分数）左右，其淬回火硬度可高达 69HRC 以上，韧性较好，该钢的生产厂家是日本日立公司安来钢厂和法国 ERASTEEL 公司，前者的牌号是 YXM60，后者是 C8。钢的化学成分见表 13.6-43。

从表 13.6-43 可见，二者实为同一钢种。

该钢的物理性能见表 13.6-44。

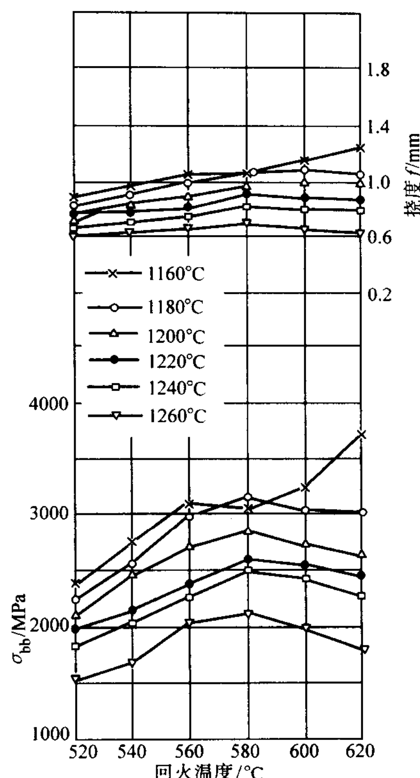


图 13.6-61 W10Mo3Cr4V3Co10 钢的抗弯强度曲线

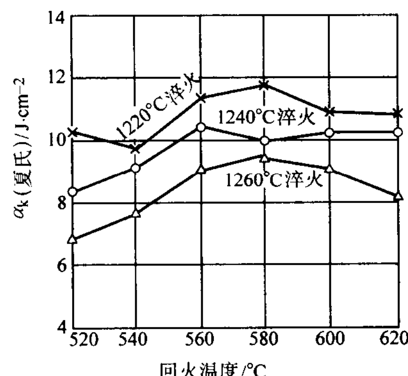


图 13.6-62 W10Mo3Cr4VCo10 钢的夏氏冲击韧度曲线

表 13.6-43 W5Mo6Cr4VCo8 超硬高速钢的化学成分（质量分数） %

国别	牌号	C	W	Mo	Cr	V	Co
日本	YXM60	1.00～1.05	5.00～5.50	6.00～6.50	3.80～4.20	1.50～1.80	7.50～8.50
法国	C8	1.05	5.0	6.0	4.0	1.6	7.8

表 13.6-44 W5Mo6Cr4VCo8 钢的物理性能

项　目	温度/℃		
	20	400	600
密度 ρ/g·cm^{-3}	8.1	8.0	7.9
弹性模量 E/MPa	34×10^4	31×10^4	27×10^4
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}		11.5	11.8
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	24	28	27
比热容 c/J·g^{-1}·K^{-1}	420	510	600

该钢的退火硬度多在 241 ~ 255HB 之间，最高不超过 280HB。

该钢在 1 160 ~ 1 200℃淬火，晶粒度为 9 ~ 10.5 级，淬火硬度为 65.5 ~ 67.5HRC。在上述温度淬火和 540 ~ 580℃回火后，钢的性能见表 13.6-45，回火硬度曲线如图 13.6-63 所示。

表 13.6-45 W5Mo6Cr4VCo8 钢淬火和回火后的性能

淬火温度 /℃	回火温度 /℃	硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}
1 160 ~ 1 200	540 ~ 580	65 ~ 69	3 500 ~ 4 200	12 ~ 16

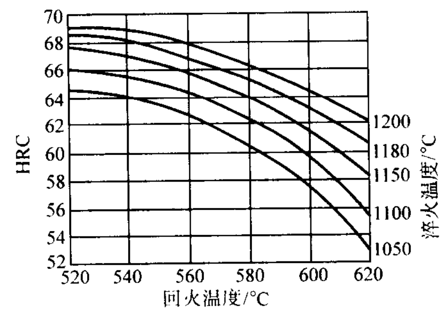


图 13.6-63 W5Mo6Cr4VCo8 钢的回火硬度曲线

W5Mo6Cr4VCo8 钢的碳化物颗粒度较细，分布较好，硬度高而韧性较好，既易于磨削又较耐磨，适合制造精密复杂的刀具和铣刀、钻头等。该钢还被用做冷加工模具，此时淬火温度可选择 1 050 ~ 1 150℃，回火温度 550 ~ 570℃。

4.5 我国研制的特种高速钢

由于机械、电力、化工和航天航空等工业发展的需要，推动了我国特种高速钢的研制和开发。我国高速钢工作者在引进国外特种高速钢 M42、M35 和 EV4 等钢种的同时，还研制出了一些新的钢种，其中 W6Mo5Cr4V2Al 的产量最多，并有一定的国际知名度。以下分高碳型、含铝型和无钴、低钴型等几类进行介绍。

4.5.1 高碳型特种高速钢

将 W18Cr4V（T1）和 W6Mo5Cr4V2（M2）两个钢号的碳含量提高，能够显著提高硬度和红硬性，因而提高了切削能力，但韧性有所下降，钢的化学成分见表 13.6-46。

表 13.6-46 高碳 W18Cr4V 和高碳 W6Mo5Cr4V2 钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	W	Mo	Cr	V
CW18Cr4V	0.90 ~ 1.00	17.50 ~ 19.00	≤0.30	3.80 ~ 4.40	1.00 ~ 1.40
CW6Mo5Cr4V2	0.95 ~ 1.05	5.50 ~ 6.75	4.50 ~ 5.50	3.80 ~ 4.40	1.75 ~ 2.20

在淬火和回火之后，这两种高碳钢的硬度都能达到 68HRC，625℃红硬性能达到 61HRC 以上。

CW18Cr4V 钢的二次硬化曲线、抗弯、冲击和高温硬度曲线分别如图 13.6-64 ~ 图 13.6-67 所示。

CW18Cr4V 和 CW6Mo5Cr4V2 两种高碳钢可用于加工中高强度钢和不锈钢。

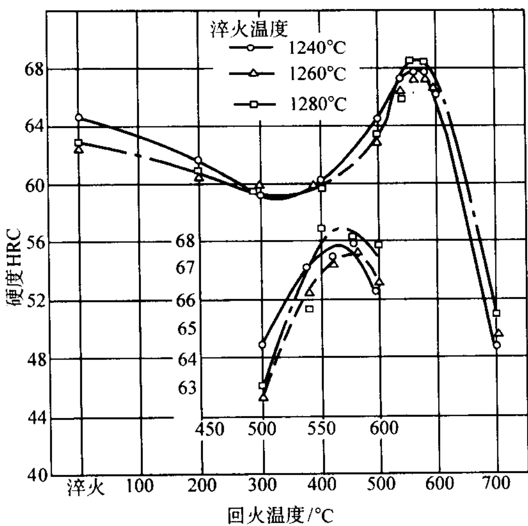


图 13.6-64 CW18Cr4V 钢的二次硬化曲线

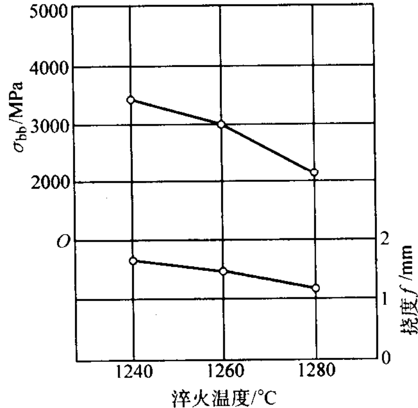


图 13.6-65 CW18Cr4V 钢的抗弯强度曲线

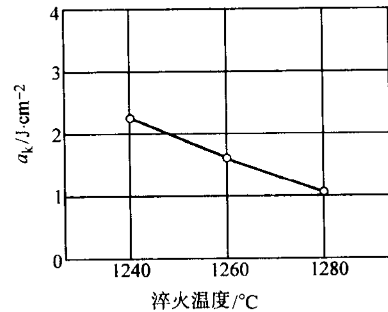


图 13.6-66 CW18Cr4V 钢的冲击韧度曲线

（无缺口试样，560℃回火 4 次，每次 1 h）

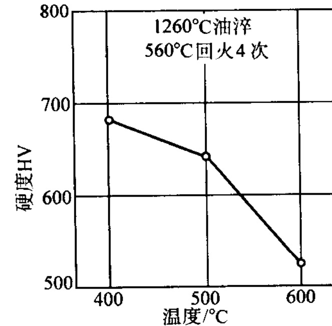


图 13.6-67 CW18Cr4V 钢的高温硬度曲线

4.5.2 含铝特种高速钢

表13.6-47中的4个含铝钢号的碳含量都很高，不含钴，最高二次硬度都达到了68HRC以上，它们的耐磨性和红硬性也都高，但可磨削性较差。这4个钢号中只有W6Mo5Cr4V2Al（M2Al）纳入国家标准中。钢中加铝之后对钢的使用性能和工艺性能都产生了较大影响。

表13.6-47　含铝特种高速钢的化学成分（质量分数）　%

序号	钢　号	C	W	Mo	Cr	V	Al	Si	Nb
1	W6Mo5Cr4V2Al （501，M2Al）	1.05～1.20	5.50～6.75	4.50～5.50	3.80～4.40	1.75～2.20	0.80～1.20	≤0.60	
2	W10Mo4Cr4V3Al （5F-6）	1.30～1.45	9.00～10.50	3.50～4.50	3.80～4.40	2.70～3.20	0.70～1.20 0.30～0.40	≤0.50	
3	W6Mo5Cr4V5SiNbAl （B201）	1.55～1.65	5.50～6.50	5.00～6.00	3.80～4.40	4.20～5.30	0.30～0.70	1.20～1.40	0.20～0.50
4	W18Cr4VSiNbAl （B212）	1.48～1.58	17.50～18.50		3.80～4.40	3.00～3.80	1.00～1.60	1.00～1.40	0.10～0.20

以上4种含铝钢的二次硬化曲线分别如图13.6-68a～图13.6-70所示，最高回火硬度都在68HRC上下。M2Al钢和B201、B212钢的奥氏体等温转变曲线分别如图13.6-68b和图13.6-71所示。它们在不同温度淬火和回火之后的625℃红硬性数值见表13.6-48。

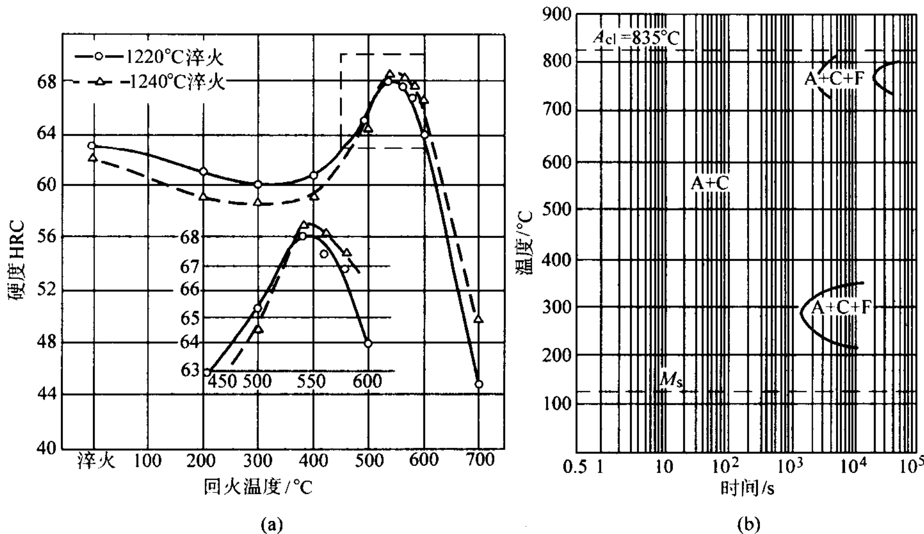


图13.6-68　M2Al钢的二次硬化曲线（a）和M2Al钢的过冷奥氏体等温转变曲线（b）

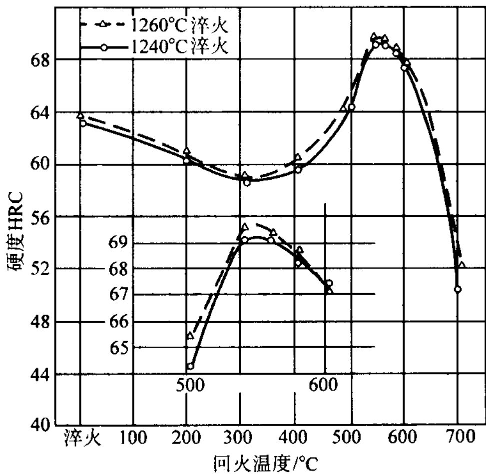


图13.6-69　5F-6钢的二次硬化曲线

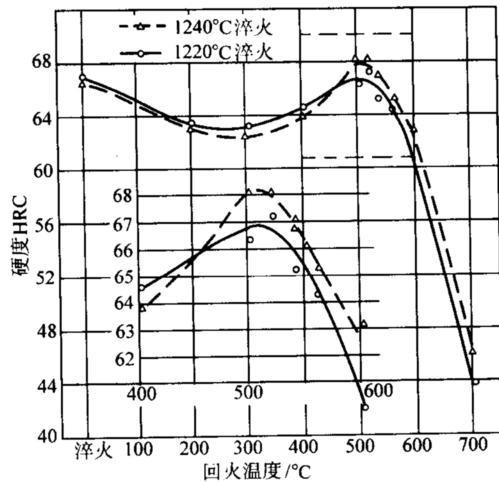
它们的主要用途如下。

1）W6Mo5Cr4V2Al（M2Al）钢是在高碳M2钢的基础上加入质量分数约为1%Al，现在应用较多，制造立铣刀效果尤佳，是我国当前生产和应用较多的一个超硬高速钢种，将在后面详述。

2）W10Mo4Cr4V3Al钢简称5F-6，其基本成分与HSP-15钢很相似，但无钴并加入了铝，碳含量也提高了。该钢具有高的硬度、红硬性和耐磨性，切削加工高强度钢、高温合金等难切削材料具有较好的效果，但可磨削性差，不宜制作高精度复杂刀具。

3）W6Mo5Cr4V5SiNbAl简称B201，是在M2钢的基础上添加质量分数约为1%Si、0.5%Al和0.4%Nb，并将钒的质量分数提高至约5%，碳的质量分数提高至约1.6%。其硬度高，特别耐磨，可用于切削高温合金和塑料等，还可用于制造特别耐磨的模具，但可磨削性能很差，不适宜制作精密、复杂刀具。

4）W18Cr4VSiNbAl钢简称B212，是在W18Cr4V钢的基础上添加质量分数约为1.2%Si、1.3%Al和少量铌，并将碳的质量分数提高至约1.55%和钒的质量分数提高至约3.5%。可制作车刀、钻头等工具，切削高温合金、超高强度钢等性能较好，但该钢碳化物颗粒粗大，分布的均匀性较差，可磨削性较差，不宜制造精密复杂刀具。



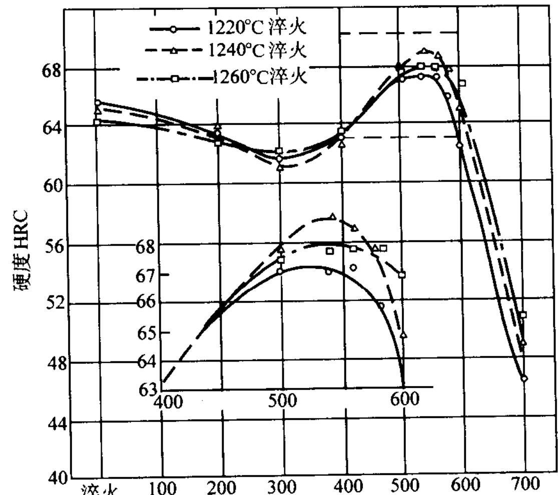
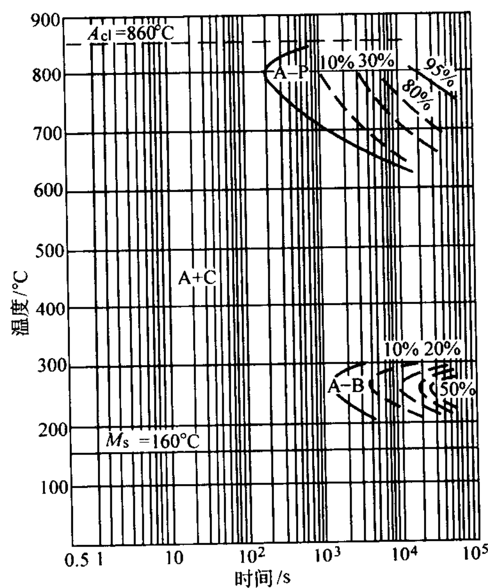


图 13.6-70 B201钢的二次硬化曲线（a）和B212钢的二次硬化曲线（b）



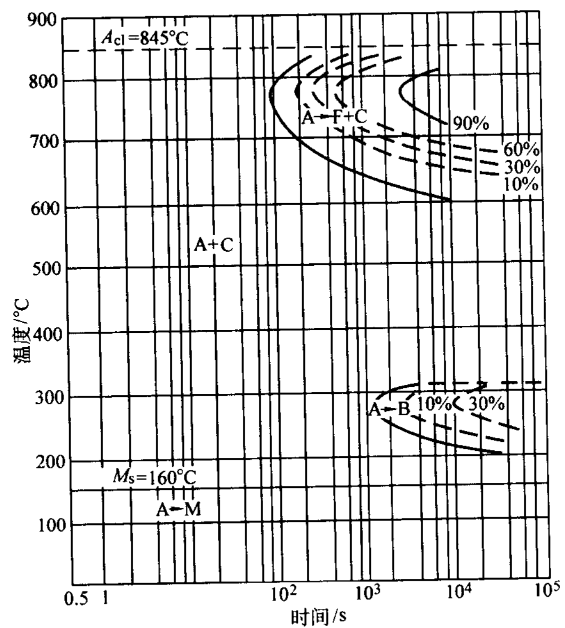


图 13.6-71 B201钢的过冷奥氏体等温转变曲线（a）和B212钢的过冷奥氏体等温转变曲线（b）

表 13.6-48 4种含铝钢的625℃红硬性

钢 号	淬火温度/℃	回火温度/℃	625℃红硬性 HRC
M2Al	1 220	560（4次）	61.0
	1 240	560（4次）	64.0
5F-6	1 220	560（4次）	63.0
	1 240	560（4次）	64.2
B201	1 220	560（4次）	57.8
	1 240	560（4次）	57.9
B212	1 220	560（4次）	59.5
	1 240	560（4次）	60.0

4.5.3 Co5Si 特种高速钢

Co5Si是超硬高速钢W12Mo3Cr4V3Co5Si钢的简称，该钢含钴和硅。化学成分见表13.6-49。

表 13.6-49 Co5Si钢的化学成分（质量分数）%

C	W	Mo	Cr	V	Co	Si
1.30 ~ 1.40	11.50 ~ 13.50	2.80 ~ 3.40	3.80 ~ 4.40	2.80 ~ 3.40	4.70 ~ 5.10	1.00 ~ 1.40

该钢的平衡碳值质量分数约为1.4%，含钒约为3%，钴和硅的含量分别为5%左右和1%左右，其主要性能见表13.6-50，二次硬化曲线如图13.6-72所示。

26

表 13.6-50 Co5Si 钢的热处理制度和主要性能

淬火温度 /℃	回火温度 /℃	硬度 HRC	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	625℃红硬性 HRC	高温硬度 HV	
					500℃	600℃
1 220 ~ 1 240	520 ~ 580	68 ~ 69.5	10 ~ 20	58.7 ~ 62.2	705	580

该钢硬度很高，可用于制造车刀、刨刀、钻头、拉刀、镗刀和铣刀等刀具，切削加工高温合金、钛合金和超高强度钢等难切削材料，特别是加工超高强度钢，具有良好的切削性能。该钢因含质量分数为3%V，故较难磨削，不宜制造高精度复杂刀具。该钢脱碳敏感性小。

4.5.4 含氮特种高速钢

表 13.6-51 中的3种含氮钢都是超硬型高速钢，它们的W当量（W + 2Mo）都是18%。V3N钢属于含氮高钒型，另外两种 Co3N 钢中钒的质量分数都低于 2%，分别简称W12Co3N 和 W8Co3N。

3种钢的二次硬化曲线如图 13.6-73 所示。3种钢在淬火和回火之后的最高二次硬度值都接近 69HRC。表 13.6-52 中列出了这3种钢的主要性能，钢的硬度和红硬性都较高，并具有一定的强韧性。

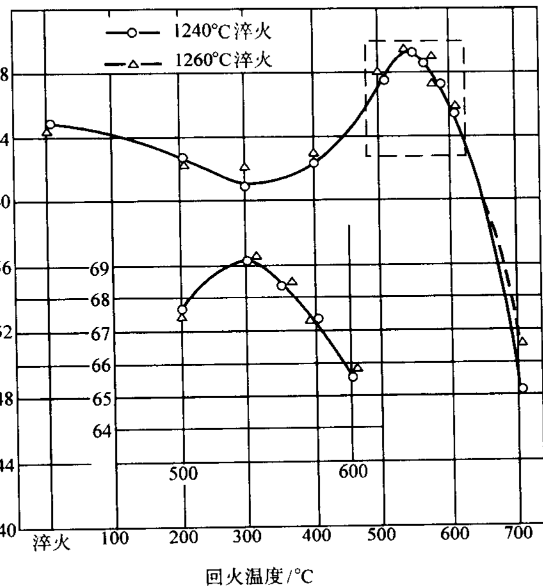
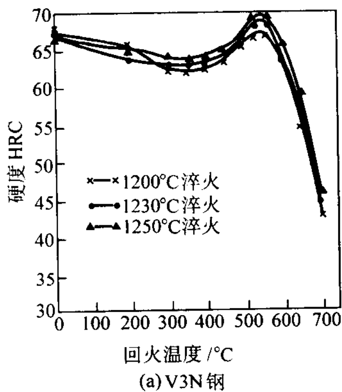


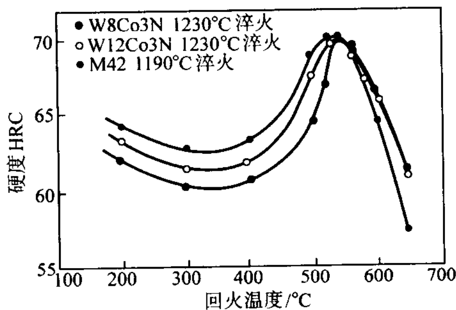
图 13.6-72 Co5Si 钢的二次硬化曲线

表 13.6-51 含氮特种高速钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	W	Mo	Cr	V	Co	N
W12Mo3Cr4V3N（V3N）	1.15 ~ 1.25	11.00 ~ 12.50	2.70 ~ 3.20	3.50 ~ 4.10	2.50 ~ 3.10	—	0.04 ~ 0.10
W12Mo3Cr4VCo3（W12Co3N）	0.97 ~ 1.10	11.00 ~ 12.50	2.50 ~ 3.50	3.60 ~ 4.20	1.10 ~ 1.60	2.80 ~ 3.50	0.04 ~ 0.08
W8Mo5Cr4VCo3（W8Co3N）	1.00 ~ 1.10	7.50 ~ 8.50	4.50 ~ 5.50	3.80 ~ 4.40	1.20 ~ 1.60	2.80 ~ 3.50	0.04 ~ 0.08



(a) V3N钢



(b) W12Co3N、W8Co3A1 和 M42 钢

图 13.6-73 含氮特种高速钢的二次硬化曲线

表 13.6-52 含N特种高速钢的主要性能

钢号	淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	红硬性 HRC	
						600℃	625℃
V3N	1 230 ~ 1 250	540 ~ 580	67 ~ 69	2 000 ~ 2 800	20 ~ 30	66	64
W12Co3N	1 200 ~ 1 230	530 ~ 560	66 ~ 69.5			66	64
W8Co3N	1 180 ~ 1 230	530 ~ 560	66 ~ 69	2 000 ~ 3 000	14 ~ 23	66	63

钢的主要用途如下。

1）V3N 钢主要用于车、刨等单刃刀具。

该钢磨削较困难，如能解决磨削问题，用做钻削和铣削工具切削高强度结构钢也定能取得较好的效果。

该钢还用做高档模具。

2）Co3N 钢可用于立铣刀、拉刀、滚刀、插齿刀及自动机床组合刀具（包括车、切、钻和扩孔等），加工高强度钢或其他难切削材料。在加工普通钢材时，可提高切削速度和进刀量，提高生产效率，延长刀具使用寿命。

4.5.5 W9 系列特种高速钢

W9 系列特种高速钢是在通用高速钢 W9Mo3Cr4V 的基础上研制出来的，包括高碳（CW9）、高钒（W9V3）、含铝（W9Al）和含钴（W9Co5）等4个钢号，在表 13.6-53 中列出了这4个钢种的成分。

表 13.6-53　W9 系列特种高速钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	W	Mo	Cr	V	Co	Al	N
CW9Mo3Cr4V（CW9）	0.90~1.00	8.50~9.50	2.70~3.30	3.80~4.40	1.30~1.70	—	—	≤0.06
W9Mo3Cr4V3（W9V3）	0.90~1.00	8.50~9.50	2.70~3.30	3.80~4.40	2.60~3.20	—	—	—
W9Mo3Cr4V3Al（W9Al）	1.20~1.30	8.50~9.50	2.70~3.30	3.80~4.40	1.30~1.70	—	0.70~1.10	≤0.06
W9Mo3Cr4VCo5（W9Co5）	0.90~1.00	8.50~9.50	2.70~3.30	3.80~4.40	1.30~1.70	4.50~5.50	—	≤0.06

表 13.6-54 给出了 W9 系列钢的临界点和物理常数；图 13.6-74 是淬火加热温度对 W9 系列钢的晶粒度和硬度的影响；图 13.6-75 是回火温度对不同温度淬火 W9 系列钢二次硬度的影响曲线；表 13.6-55 给出了 W9 系列钢淬回火后的主要性能数据。

表 13.6-54　W9 系列钢的临界点和物理常数

钢　号	临界点/℃①			密度 ρ /g·cm^{-3}	液相线② /℃	线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	弹性模量 E/MPa
	$A_{c1(s)}$	$A_{c1(f)}$	M_s				
CW9	810	850	160	8.20	1 422~1 430	20~200℃，11.4	300℃，29.7×10^4
						~300℃，11.6	500℃，18.0×10^4
						~500℃，12.6	550℃，17.3×10^4
						~700℃，13.5	600℃，16.9×10^4
W9V3	840	875	210	8.12	1 420~1 430		
W9Al	850	890	220	8.12	1 420		
W9Co5	810	845	195	8.00			

注：试样原始状态为退火态。
① 膨胀仪测定，加热速度 200℃/h。
② 试样尺寸 3 mm×3 mm×4 mm，管式炉加热（Ar 气保护），从 1 400℃开始，每隔 10℃恒温 20 min，观察试样外形变化与金相法配合判定。

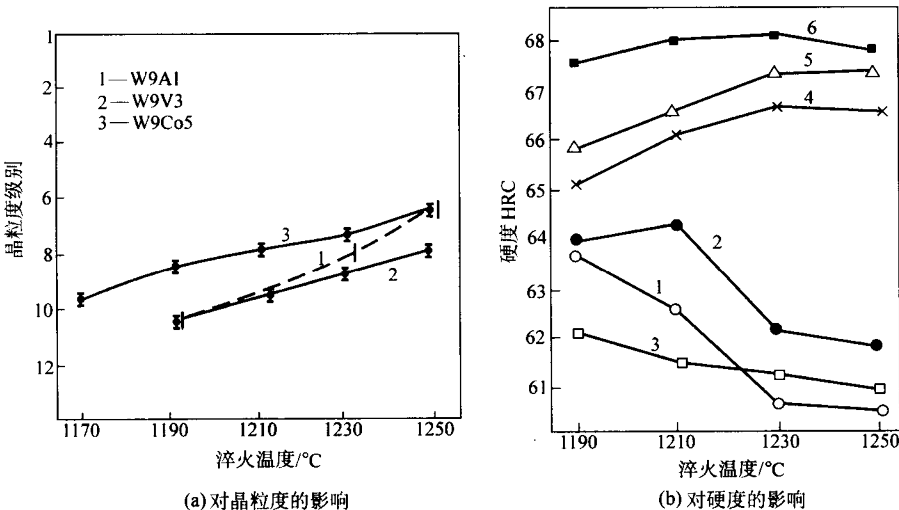


图 13.6-74　淬火加热温度对 W9 系列钢晶粒度（a）和硬度（b）的影响
1、4—W9Mo3Cr4VAl；2、5—W9Mo3Cr4V3；3、6—W9Mo3Cr4VCo5；
1、2、3—淬火后；4、5—580℃×1 h×3 次回火；6—560℃×1 h×3 次回火

W9 系列钢的主要用途如下。

1）CW9 钢最适用于制造车刀，很容易处理到硬度为 66~67HRC，适合于加工软材料（45 号钢）、较硬材料（GCr15 调质钢，34HRC）和较黏的不锈钢等材料，其耐磨性和寿命均优于通用高速钢 W18 和 M2。该钢成本较低，价格较便宜。

2）W9V3 钢属于超硬型高速钢，其硬度、强度与韧性的配合较好，适于制造粗加工刀具，进行连续切削或冲击载荷不大的切削加工。刀具寿命较高。该钢还适于制造高档模具。

3）W9Al 钢也属于超硬高速钢，它不但硬度高，并且韧性和强度均较高，适宜制造铣刀、拉刀等刀具，性能相当或优于 M2Al 钢。

4）W9Co5 钢也是超硬高速钢，具有高硬度、韧性和耐

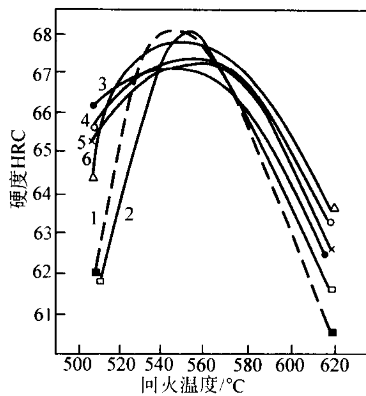


图 13.6-75 回火温度对 W9 系列钢硬度的影响

1、2—W9Co5；3、5—W9Al；4、6—W9V3；

1—1 190℃淬火；2、3、4—1 210℃淬火；5、6—1 230℃淬火

热性能较好等优良的综合性能，制造铣刀、拉刀等多种刀具，加工高强度钢、高温合金、钛合金和不锈钢等难切削加工材料，效果较好。

以上介绍了不少特种高速钢号，可根据使用要求和刀具特点等进行选择。目前在我国应用较多的是 M35、M42 和 M2Al 3 个钢号，将在下一节中进行较详细的介绍。

4.6 M35、M42 和 M2Al

M35、M42 和 M2Al 是我国当前应用较多的 3 个特种高速钢种。M35 和 M42 分别含钴 5% 和 8%（质量分数），M2Al 含铝约 1%（质量分数）。M42 和 M2Al 属于超硬型特种高速钢。

（1）M35（W6Mo5Cr4V2Co5）

M35 是在 M2 钢的基础上加入约 5% Co（质量分数），提高了钢的硬度和红硬性，但仍保持良好的韧性。

表 13.6-56 给出了 M35 钢的基本物理性能数据。

表 13.6-55 W9 系列钢淬回火后的主要力学性能

钢 号	淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度 HRC	600℃高温硬度 HV	600℃红硬性 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}
CW9	1 220～1 240	540～560	67～68	580～610	64～65	2 940～3 920	25～35
W9V3	1 220～1 240	540～560	67～68	520～550	64～65	2 940～3 920	25～29
W9Al	1 220～1 240	540～560	66.5～68	530～550	64～65	2 940～3 920	20～25
W9Co5	1 180～1 230	540～560	68～69	650～680	66～66.5	2 460～4 400	13～22

表 13.6-56 M35 钢的基本物理性能

密度 ρ /g·cm^{-3}	弹性模量 E/MPa	热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	比热容 c /J·g^{-1}·K^{-1}	线胀系数（20～700℃）α_l/10^{-6}·K
8.1	217 000	19	0.46	12.9

M35 的过冷奥氏体等温转变曲线如图 13.6-76 所示，钢的二次硬化曲线如图 13.6-77 所示。

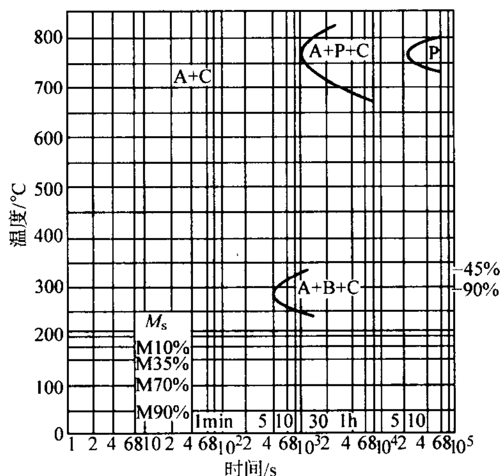
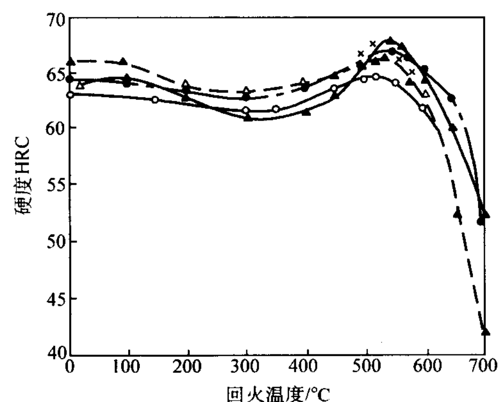


图 13.6-76 M35 钢的过冷奥氏体等温转变曲线

试样成分(质量分数)(%)：C0.83、W6.40、Mo5.00、Cr4.15、Co5.00 奥氏体化温度：1 230℃

钢在热处理后的基本性能数据见表 13.6-57。



化学成分（质量分数） %

炉号	C	Cr	W	Mo	V	Co
●	0.85	4.00	6.09	5.15	1.98	4.98
○	0.85	4.18	6.42	5.03	1.77	5.43
×	0.86	3.96	6.96	5.30	2.02	5.29
▲	0.84	3.90	6.03	4.84	1.86	4.60
△	0.84	4.11	6.02	5.02	1.94	5.06

图 13.6-77 M35 钢的二次硬化曲线

表 13.6-57 M35 钢淬回火后的力学性能

淬火温度 /℃	回火温度 /℃	硬度 HRC	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	600℃红硬性 HRC
1 200～1 230	520～560	64～67	25～35	3 500～4 500	62～64

M35钢和M2钢一样，碳化物颗粒度较细，分布较好，该钢适宜制造精密复杂刀具，特别是齿轮滚刀以及铣刀等，加工高强度钢等难切削材料，是汽车工业生产必不可少的工具材料，是很重要的一个特种高速钢种。

近年来一些生产厂家将M35的碳的质量分数提高到0.93%~0.95%，能使其淬回火后的二次硬度提高约1HRC，红硬性等也相应提高，因此提高了它的切削能力。当碳的质量分数为0.95%时，该钢的平衡碳差值ΔC仍在0.20%（质量分数）左右，因此钢仍有较好的韧性和塑性。碳的质量分数为0.93%~0.95%的M35滚刀切削效果更佳，该钢的应用有逐渐增加的趋势。

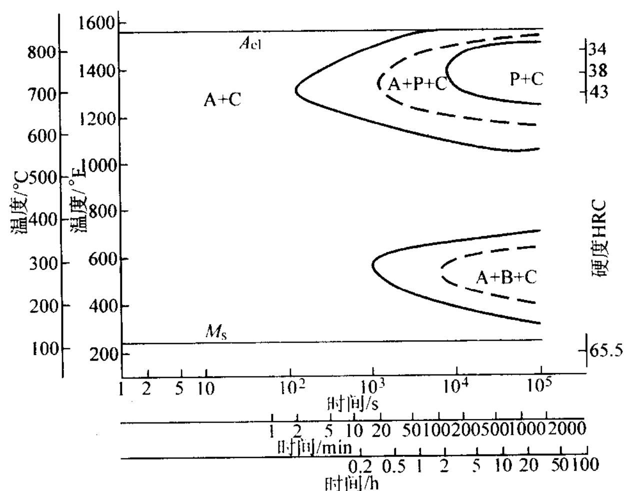
（2）M42（W2Mo9Cr4VCo8）

M42是超硬高速钢的代表性钢种，其硬度可处理到70HRC左右，应用广泛，知名度很高。在表13.6-58中给出了其基本物理性能。

表13.6-58 M42钢的基本物理性能

密度 ρ /g·cm^{-3}	热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	比热容 c /J·g^{-1}·K^{-1}	弹性模量 E/MPa	线胀系数(20~700℃) α_l/10^{-6}K^{-1}	电阻率/Ω·mm^2·m^{-1}
8.3	19	0.46	217 000	12.5	0.65

1）M42钢的过冷奥氏体C曲线如图13.6-78所示。



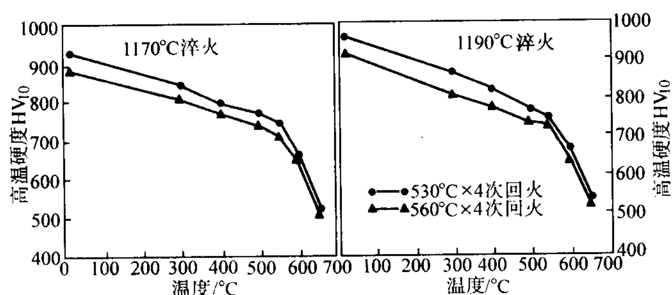


图13.6-78 M42钢的过冷奥氏体C曲线
（奥氏体化温度1 200℃）

2）M42钢的二次硬化曲线如图13.6-79所示。

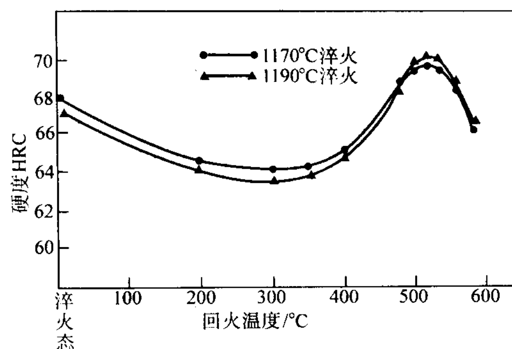


图13.6-79 M42钢的二次硬化曲线

3）M42钢的红硬性和长时间的回火稳定性分别如图13.6-80和图13.6-81所示。

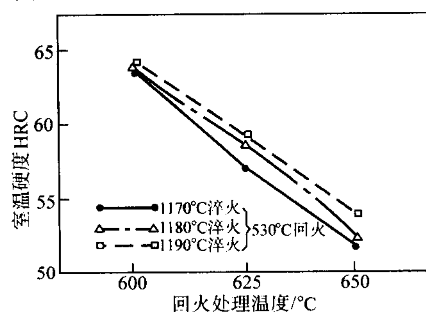


图13.6-80 M42钢的红硬性

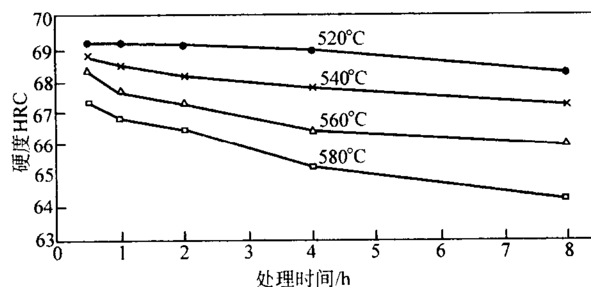
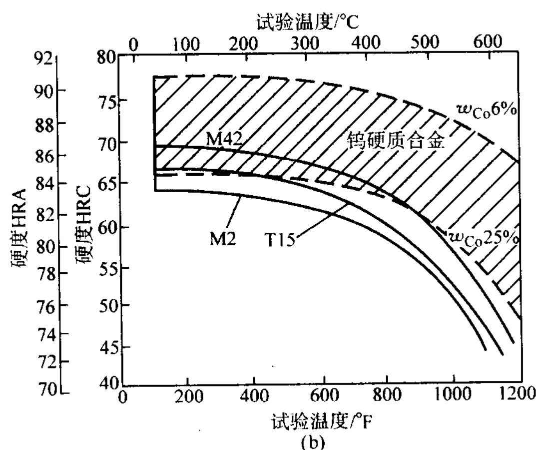


图13.6-81 M42钢的长时间回火稳定性
（试样经1 180℃淬火，530℃×1 h×4次回火）

4）M42钢的高温硬度如图13.6-82所示。



(a) (b)

图13.6-82 M42钢的高温硬度（a）以及与M2、T15以及钨基硬质合金高温硬度的比较（b）

5）M42 钢的抗弯强度曲线如图 13.6-83 所示。

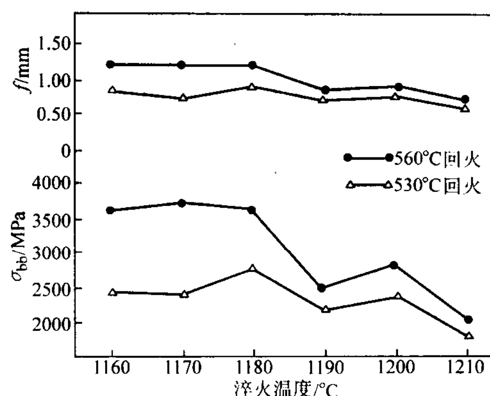


图 13.6-83　M42 钢的抗弯强度

6）M42 钢的冲击韧性和多种高速钢冲击韧性的比较分别如图 13.6-84 和图 13.6-85 所示。

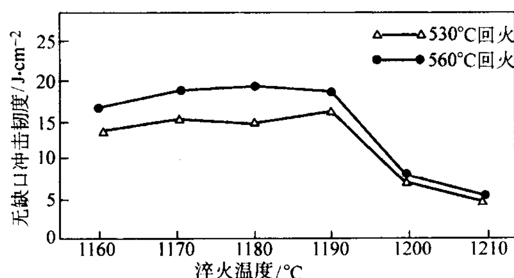


图 13.6-84　M42 钢的无缺口冲击韧度

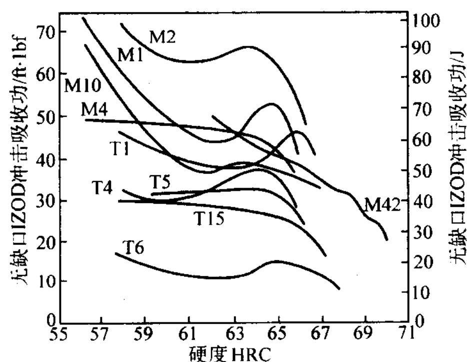


图 13.6-85　M42 钢与多种高速钢的冲击吸收功比较

7）M42 钢的抗压强度试验结果如图 13.6-86 所示。

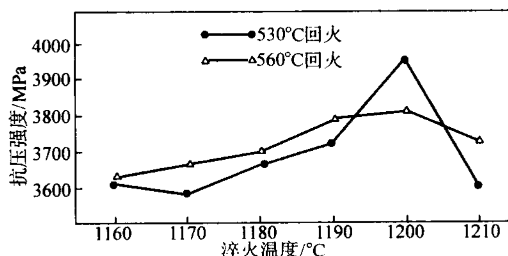


图 13.6-86　M42 钢的抗压强度

8）M42 钢与多种高速钢的磨削性比值如表 13.6-59。

表 13.6-59　M42 钢与多种高速钢的磨削性比较

钢号	含钒量/%	热处理硬度 HRC	磨削用砂轮型号		
			32A-46-H8VBE	32A-60-H8VBE	32A-80-H8VBE
T15	5.0	65.7	0.49	0.62	0.51
M44	2.0	67.7	0.97	0.99	0.88
M41	2.0	68.7	1.2	1.6	1.4
M43	1.6	67.5	1.4	2.2	1.7
M42	1.15	68.8	4.8	6.5	3.8
M2	2.0	64.9	6.1	7.2	6.7
M1	1.15	64.9	7.8	8.0	6.9

从以上图表可以看出，M42 钢之所以成为“王牌”高速钢，是因为它具有特别突出的性能特点。1）硬度很高；2）耐热性能良好，红硬性、抗回火稳定性和高温硬度值均较高；3）具有一定的强韧性，当淬火温度不超过 1 180℃时，抗弯强度和冲击韧性值均不算低；4）可磨削性良好；5）抗压强度高等。M42 钢特别适宜制作精密、复杂的刀具，用于精加工，例如拉刀、铣刀和丝锥等，是航空航天工业、电力工业、汽车工业和舰船工业等部门中用于加工高温合金和高强度钢等难切削材料的重要工具材料。需要特别注意的是，M42 钢的过热敏感性较强，热加工和热处理（主要是淬火）的温度范围较窄，在实际生产中应特别注意，并且应对不同的刀具采用不同的淬火和回火温度进行处理。

除了用做精密复杂工具之外，M42 钢还被用于制造具有高硬度、高耐磨性、对表面质量和尺寸稳定性要求都很高的精密机械零件以及高档模具和高档轧辊等，例如二十辊轧机的轧辊。

（3）M2Al（W6Mo5Cr4V2Al）

M2Al 是在碳含量约为平衡碳值的 M2 钢中加入约 1%Al 的超硬高速钢种，其二次硬度可高达 68HRC 左右。

该钢的密度为 8.20 g/cm³。

该钢的相变点很高：$A_{c1(s)}$　845～855℃，

$A_{c1(f)}$　920～930℃。

应特别注意，成品钢材的退火温度必须在 $A_{c1(f)}$ 之上，否则就是不完全退火，会在高温淬火之后产生混晶或萘状断口，在这方面曾有过不少经验教训。

钢的二次硬化曲线如图 13.6-68 所示。钢的淬火硬度、奥氏体晶粒度与淬火温度之间的关系如图 13.6-87 所示。钢淬回火后的各项性能见表 13.6-60。奥氏体等温转变曲线如图 13.6-68b）所示。

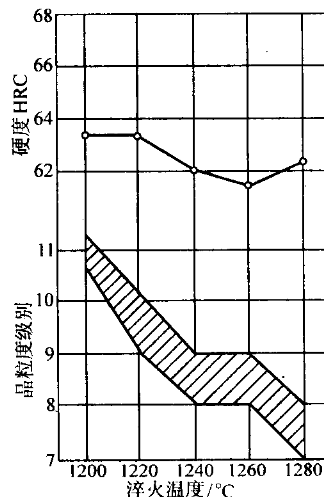


图 13.6-87　M2Al 钢淬火硬度、奥氏体晶粒度与淬火温度的关系

表 13.6-60　M2Al 淬回火后的力学性能

淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度 HRC	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	高温硬度 HV		625℃红硬性 HRC
					500	600	
1 200 ~ 1 240	520 ~ 580	66 ~ 68.5	15 ~ 30	2 000 ~ 2 500	680 ~ 720	590 ~ 620	61.0 ~ 64.0

用 M2Al 钢制造的立铣刀加工高温合金、不锈钢等材料取得了良好的效果，已得到国内外用户的广泛应用，具有一定的知名度。

M2Al 钢还用于制造车刀、钻头、丝锥和铰刀等工具。M2Al 钢的应用正在日益扩大。含铝钢的成本较低，因此价格较低，但硬度高，耐热性能好，韧性较好，可部分取代含钴高速钢使用。

5　粉末高速钢

这里所讨论的粉末高速钢是指用气体雾化制粉、热等静压成型工艺生产的高速钢。该工艺诞生于 20 世纪 70 年代，经过 30 多年的发展，已相当成熟，氧含量、致密度和夹杂物等影响粉末高速钢质量的问题都已被解决。

粉末高速钢是粉末冶金高速钢的简称，标记为 PWHSS，以与用常规铸-锻工艺生产的高速钢 HSS 相区别。粉末高速钢不但彻底解决了在常规高速钢中存在的碳化物偏析等固有缺陷，并利用了粉末高速钢的特点，发展出了合金含量更高、使用性能更优的新的高速钢种，而这些钢种用常规工艺是生产不出来的。粉末高速钢把高速钢的发展推向了一个全新的阶段。

5.1　粉末高速钢的特性

5.1.1　碳化物组织特点

在粉末高速钢中，碳化物颗粒细小，最大碳化物尺寸不超过 4 μm；碳化物分布均匀、各向同性，并且不受热加工方向和横截面大小的影响，因此根本改善了高速钢的质量。

5.1.2　工艺性能改善

由于碳化物组织的改善，对钢的工艺性能产生了良好的作用：1）可磨削性变好；2）热处理淬火变形小，并且各方向变形都一样，消除了淬火变形的各向异形；3）硬度均匀性好。

5.1.3　缩短淬火时间，降低淬火温度

由于碳化物颗粒细小，在奥氏体化温度保温时易溶解，因此可缩短淬火保温时间。由于碳化物分布均匀，所以钢的二次硬度均匀，并能比同牌号的铸-锻钢提高约 1HRC，因此在达到相同硬度时可将淬火温度降低约 5 ~ 8℃。

5.1.4　韧性提高，减小纵横向韧性差别

高速钢的韧性与钢的化学成分、碳化物颗粒尺寸和碳化物分布的均匀性以及热处理制度有关。由于碳化物的改善，使粉末冶金高速钢的韧性提高，粉末 M2 钢（64.5HRC）和粉末 W6Mo5Cr4V3Co10 钢（67.5HRC）的韧性分别比同种铸锻钢提高了 20% 和 80%，并且使纵、横向韧性的差别大大减小。又比如，粉末 T15 钢在 1 230℃淬火、560℃回火后的抗弯强度可高达 4 500 MPa 之上，而在相同热处理条件下的常规铸锻 T15 钢仅为 2 150 MPa，高出 2 倍以上。

5.1.5　发展出了合金含量更高的新钢种

用常规铸锻方法生产的高速钢，当碳和合金含量更高时，铸态组织的偏析更加严重，会使钢的热塑性、韧性和可磨削性等性能变得更差，碳化物颗粒更粗大，分布更不均匀，因此限制了钢中合金含量的提高。而粉末高速钢克服了常规高速钢的弊端，发展出了一系列合金含量更高的新钢种，可将钒的质量分数提高至约 10% 以上，因此使钢的使用性能得到进一步提高。

图 13.6-88 是几种粉末高速钢和同牌号常规铸锻高速钢可磨削性能的比较。在相同的硬度条件下，粉末高速钢的可磨削性能得到极大的提高。为了进一步改善可磨削性能，还在一些粉末高速钢中加入了很高的硫，甚至高到质量分数为 0.2% ~ 0.25%，这对常规高速钢是根本不可能的。一些高钒和高钒、高钴特种高速钢种用粉末冶金方法生产以后质量和性能都提高很多，这些钢种有 M3、M4、M35、M62、T15 和 M48 等。

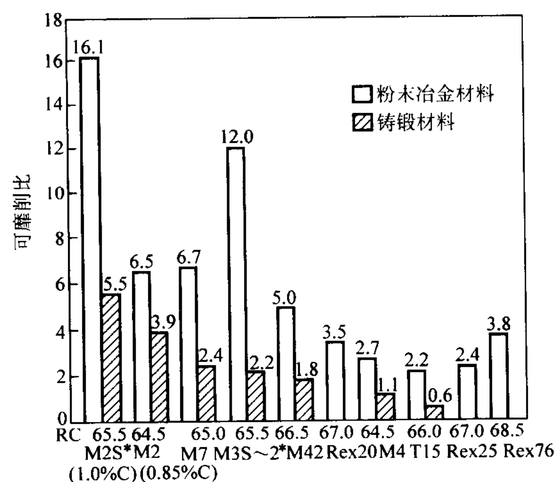


图 13.6-88　几种粉末高速钢与常规铸锻生产的高速钢的可磨削性能比较
（可磨削比：磨失金属体积/磨失砂轮体积）

5.2　法国 ERASTEEL 公司的粉末高速钢

1993 年法国 Commentrynne 钢厂与瑞典的 KLOSTER SPEEDSTEEL 钢厂合并组建了 ERASTEEL（欧拉）公司，管辖瑞典生产粉末高速钢的 Söderfors 分厂，因此 ERASTEEL 公司的粉末高速钢就是瑞典产粉末高速钢。

ERASTEEL 公司的粉末高速的化学成分和硬度见表 13.6-61。ASP2023、ASP2030、ASP2053 和 ASP2060 四个钢种的二次硬化曲线和它们的抗弯强度曲线分别如图 13.6-89 ~ 图 13.6-92 和图 13.6-93 ~ 图 13.6-96 所示。

表 13.6-61　ERASTEEL 粉末高速钢的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	W	Mo	Cr	V	Co	Nb	硬度 HRC
ASP2005	1.5	2.5	2.5	4.0	4.0	—	—	64
ASP2015	1.63	12	—	4.0	4.9	5.0	—	68
ASP2017	0.8	3.0	3.0	4.1	1.0	8.0	1.0	65
ASP2023	1.28	6.4	5.0	4.1	3.1	—	—	66
ASP2030	1.3	6.25	5.0	4.0	3.0	8.0	—	68
ASP2053	1.6	10.50	2.0	4.8	5.0	8.0	—	67
ASP2060	2.3	6.5	7.0	4.2	6.5	10.5	—	69
ASP2080	2.45	11.0	5.0	4.0	6.0	16.0	Si 0.6	69

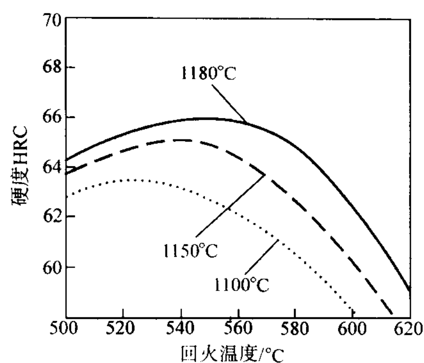


图 13.6-89 ASP2023 钢二次硬化曲线

淬火 1 100℃，1 150℃，1 180℃，冷至 40～50℃，回火 560℃×1 h×3 次（至少），冷至 25℃

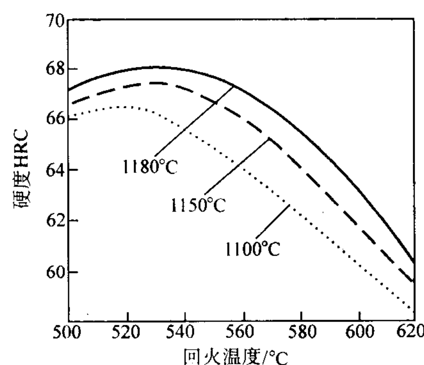


图 13.6-90 ASP2030 钢二次硬化曲线

淬火 1 100℃，1 150℃，1 180℃，冷至 40～50℃，回火 560℃×1 h×3 次（至少），冷至 25℃

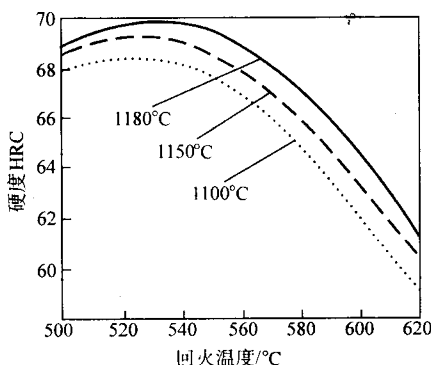


图 13.6-91 ASP2060 钢二次硬化曲线

淬火 1 100℃，1 150℃，1 180℃，冷至 40～50℃，回火 560℃×1 h×3 次（至少），冷至 25℃

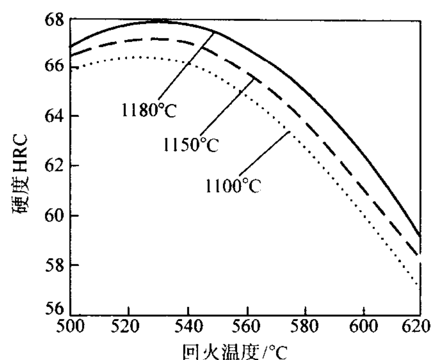


图 13.6-92 ASP2053 钢二次硬化曲线

淬火 1 100℃，1 150℃，1 180℃，冷至 40～50℃，回火 560℃×1 h×3 次（至少），冷至 25℃

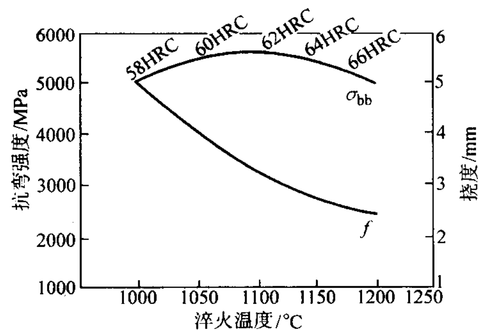


图 13.6-93 ASP2023 钢的 4 点弯曲强度

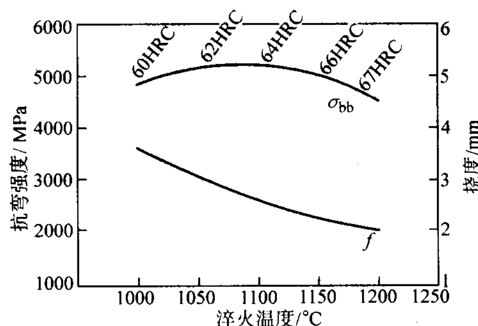


图 13.6-94 ASP2030 钢的 4 点弯曲强度

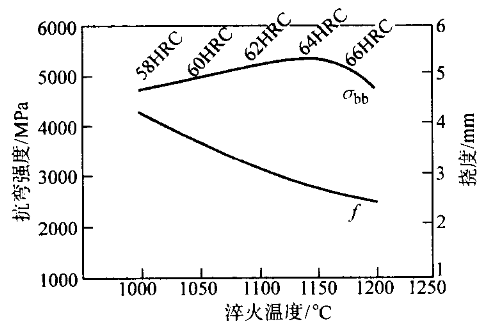


图 13.6-95 ASP2053 钢的 4 点弯曲强度

图 13.6-97 是几种粉末高速钢和常规铸锻高速钢性能的比较图。

从以上图表可以看出，粉末高速钢具有全面优越的使用性能和加工性能，特别是韧性和可磨削性能。以 ASP2060 为例，其碳和合金含量均很高，其质量分数 C 2.3 %，V 6.5%，Co 10.5%。该钢不但硬度、耐磨性和热硬度很高，并且韧性和可磨削性也不差，在硬度为 67HRC 时，其抗弯强度仍高达 4 500 MPa，可磨削性能与铸锻钢 M42 钢相近。ASP2017 的成分很特殊，它的碳、钨、钼和钒含量不算高，但含 1% Nb 和 8% Co（质量分数），韧性特别好，在硬度为 64HRC 时，抗弯强度和挠度分别高达 6 500 MPa 和 6 mm，冲击韧性高达 70 J/cm^2，这是任何常规高速钢都不可能达到的高性能，该钢适宜制造对韧性要求很高的工具。

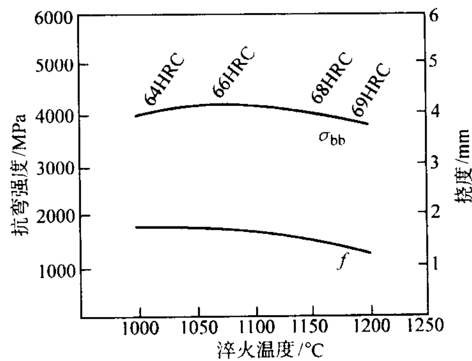


图 13.6-96 ASP2060 钢的 4 点弯曲强度

图 13.6-97 几种粉末高速钢与铸锻高速钢性能的比较

表 13.6-62 中列出了 ASP 系列粉末高速钢适宜制作的各种刀具，主要都是精密、复杂刀具。这些刀具要求钢材不但要有很高的使用性能，并要求具有很好的可磨削性能。ASP 系列粉末钢的硬度、耐磨性和耐热性能高，韧性好，可冷加工性能和可磨削性能也很好。常规的铸锻高速钢不可能具有这么全面的性能，例如为了保证可磨削性能，用做复杂精密刀具的铸锻钢就必须将钒含量 w_V 降至 2%以下，从而牺牲了一部分耐磨性和热硬性等，因此降低了钢的使用性能。用常规铸锻高速钢制造的精密复杂刀具的性能与粉末高速钢刀具的性能有较大差别。

表 13.6-62 ASP 系列粉末高速钢适于制造的刀具

钢种	ASP2015	ASP2017	ASP2023	ASP2030	ASP2052	ASP2060
适于制造的刀具名称	加工高温合金用的拉刀	丝锥，粗加工用立铣刀	剃齿刀，拉刀	齿轮滚刀，插齿刀	齿轮滚刀，立铣刀	铰刀，精加工立铣刀，拉刀

5.3 美国 CRUCIBLE（坩埚）公司粉末高速钢

Crucible 公司产粉末高速钢的化学成分见表 13.6-63。其淬火和回火硬度值也列入了该表中。

表 13.6-63 Crucible 粉末高速钢化学成分（质量分数）和硬度 %

牌号	C	W	Mo	Cr	V	Co	S	硬度 HRC
CPMM4HC（HS）	1.42	5.5	5.25	4.0	4.0	—	0.06	66
CPMM35HCHS	0.98	6.0	5.0	4.0	2.0	5.0	0.22	67
CPMREX45（HS）	1.3	6.25	5.0	4.0	3.0	8.0	0.03	68
CPMREX54（HS）	1.48	5.5	5.0	4.0	3.75	5.0	0.06	67
CPMREX20（HS）	1.3	6.25	10.5	3.75	2.0	—	0.06	68
CPMT15（HS）	1.63	12	—	4.0	4.9	5.0	0.06	68
CPMREX76（HS）	1.5	9.75	5.25	3.75	3.1	8.0	0.06	69

值得注意的是，以上钢号中的硫都较高，钢号中有（HS）标记的，是可以将钢中的硫的质量分数提高到 0.2% ~0.25%，硫含量的提高，是为了进一步改善可磨削性能，可见对钢的可加工性能的重视。高硫钢中的 MnS 尺寸约为 2 μm，均匀分布。表 13.6-64 中的数据表明，硫含量提高之后，对抗弯强度的影响较小，对冲击韧性有一定影响，但使可磨削性能极大改善，并提高了耐磨性。硫含量提高之后对刀具的切削性能未产生负作用。

表 13.6-64 M4、CPMM4、CPMM4HC（HS）和 M2 等几个钢种的耐磨性比较

牌号	S 含量 /%	淬回火硬度 HRC	夏氏 U 形缺口冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	磨削比① G	耐磨性② /Pa
M4	0.03	64	13.5	3 640	1.1	170×10^3
CPMM4	0.06	64	43.5	5 430	2.7	195×10^3
CPMM4HC（HS）	0.22	64	32.5	5 180	4.0	200×10^3
M2	<0.03	65	17.6	3 880	3.9	62×10^3

① 磨削比 G 为：金属磨除体积/砂轮磨损体积。

② 耐磨性单位为：压力（N）/磨损面积（m²）。

常规铸锻钢 T15 和 M42 是两个能够加工高温合金和钛合金等难切削材料的重要钢种，但 T15 难磨削，M42 韧性差。粉末高速钢 CPMT15 的韧性和可磨削性能远高于常规 T15，见表 13.6-65。CPMREX20 钢是无钴钢种，但其韧性和红硬性均高于 M42 钢，完全可以替代 M42 钢使用。

表 13.6-65 CPMT15 和 T15、CPMRex20 和 M42 钢的力学性能对比

牌号	淬火温度/℃	硬度① HRC	夏氏 U 形缺口冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	650℃红硬性 HRC 2 h	650℃红硬性 HRC 2×2 h
CPMT15	1 230	67	19.0	4 651		
T15	1 230	66	5.4	2 140		
CPMREX20	1 190	67.5	16.3	3 986	60.0	57.0
CPMM42	1 190	67.5	16.3	3 986	59.0	55.5
M42	1 190	67.5	6.8	2 552	59.0	55.0

① 淬回火处理后的硬度。

5.4 奥地利 BöHLER（伯乐）公司粉末高速钢

奥地利伯乐公司粉末高速钢的化学成分见表 13.6-66。这几个钢种都有相应的超硫钢种（硫的质量分数为 0.20%），同时把锰的质量分数增加到 0.5% ~0.7%。

表 13.6-66 BöHLER 粉末高速钢化学成分（质量分数） %

牌号	C	W	Mo	Cr	V	Co
S790	1.28	6.4	5.0	4.1	3.1	
S690	1.42	5.5	5.25	4.0	4.0	
S590	1.3	6.25	5.0	4.0	3.0	8.0
S390	1.6	10.5	2.0	4.8	5.0	8.0

S390 钢的退火硬度为 270HB，碳化物 M_6C 和 MC 的最大尺寸约为 3 μm。该钢铝含量高，淬火温度范围可以很宽，

在 1 250℃淬火处理后，碳化物和奥氏体晶粒也未长大。

S390 钢的二次硬化曲线如图 13.6-98 所示，抗弯强度曲线如图 13.6-99 所示，在二次硬度 66 ~ 68.5HRC 的范围内，其抗弯强度高达 4 000 ~ 5 000 MPa。

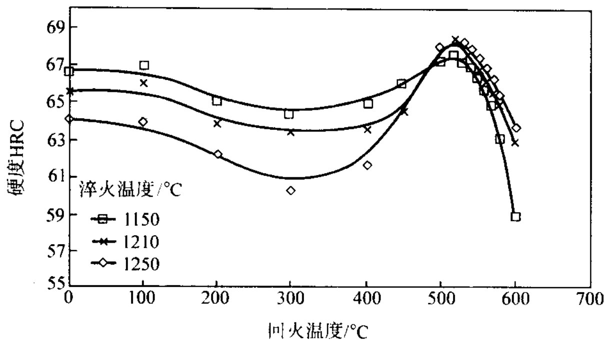


图 13.6-98 S390 钢的二次硬化曲线

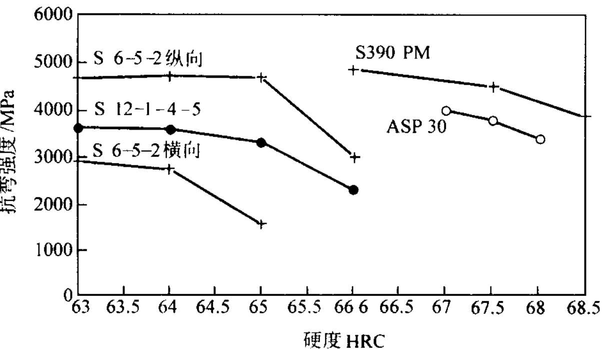


图 13.6-99 S390 钢的抗弯强度与几种高速钢的比较

S390 可用于制造齿轮刀具、立铣刀和钻头等工具，加工高强度钢、高温合金等难切削材料，还可用于制造冲头和冷挤压模具等。淬火温度范围为 1 150 ~ 1 240℃，回火温度范围为 500 ~ 560℃。

5.5 日本日立金属公司的粉末高速钢

日立金属公司粉末高速钢的成分见表 13.6-67，热处理制度见表 13.6-68，二次硬化曲线如图 13.6-100 所示。

表 13.6-67 日立金属公司粉末高速钢成分 %

牌 号	C	Si	Cr	W	Mo	V	Co
HAP10	1.35	0.6	5.0	3.0	6.0	3.8	—
HAP20	1.40	0.5	4.0	2.0	7.0	3.8	5.0
HAP40	1.30	0.3	4.0	6.0	5.0	3.1	8.0
HAP50	1.50		4.0	7.5	6.0	4.0	8.0
HAP63	2.15		4.2	11.5	2.5	7.0	8.0
HAP72	1.90		4.2	10.0	7.5	5.0	9.5

表 13.6-68 日立金属粉末高速钢热处理制度

牌 号	硬度 HRC	淬火温度/℃	回火温度/℃	回火次数
HAP10	61 ~ 64 64 ~ 66	1 100 ~ 1 170 1 100 ~ 1 200	560 ~ 580 550 ~ 570	2 2
HAP20	62 ~ 65 65 ~ 67	1 100 ~ 1 170 1 100 ~ 1 190	560 ~ 580 550 ~ 570	3 3
HAP40	63 ~ 65 65 ~ 68	1 100 ~ 1 170 1 870 ~ 1 200	560 ~ 580 550 ~ 570	3 3
HAP50	64 ~ 66 66 ~ 69	1 100 ~ 1 170 1 170 ~ 1 200	550 ~ 570 550 ~ 570	3 3
HAP63	65 ~ 67 67 ~ 69	1 100 ~ 1 180 1 180 ~ 1 200	550 ~ 570 550 ~ 570	3 3

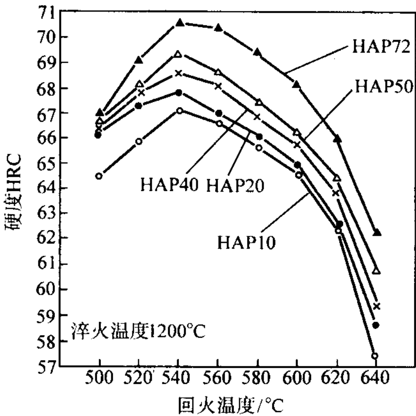


图 13.6-100 日立金属公司 HAP 系列粉末高速钢的二次硬化曲线

5.6 日本神户钢铁公司的粉末高速钢

日本神户钢铁公司研制了含氮粉末高速钢，牌号为 KNA33H，成分（质量分数）（%）为：C 0.97，W 5.9，Mo 5.8，Cr 4.0，V 3.4，N 0.6，不含钴钢中的 M（C，N）型碳氮化物提高了钢的耐磨性和韧性，从而提高了刀具的使用寿命。

现在全世界粉末高速钢的年产量约为 1.2 ~ 1.5 万吨。由于其工艺复杂，成本高，所以价格也高。如果不是受价格因素的影响，粉末高速钢的产量将会更高一些。现在只是在加工难切削材料，例如高温合金、钛合金和超高强度钢等，以及在切削速度很高时，才使用粉末高速钢刀具，正是"好钢使在刀刃上"。粉末高速钢对推动航空航天和汽车等工业的发展贡献很大。

除了粉末高速钢之外，粉末工具钢也有良好的发展前景，特别是高钒模具钢，钒的质量分数高达 10% 以上，碳化物细小，耐磨性很好，可磨削性能并不差，是制造高档模具的不可替代的材料。

6 低合金高速钢

低合金高速钢也是高速钢的重要组成部分，是为了节约贵重的钨、钼等元素而研制的一类高速钢。它可以满足某些切削刀具（如锯条和钻头等）对使用性能的要求，还可以用作模具和木工刀具等。除此之外，制造高温轴承已成为低合金高速钢的重要用途。

低合金高速钢的主要钢种和化学成分见表 13.6-69。

从表 13.6-69 可见，低合金高速钢的化学成分特点是。①Mo 系和 W-Mo 系钢多，W 当量在 5% ~ 12%之间。②碳含量较高，多数钢的碳含量都超过了平衡碳值，因此使钢仍能达到较高的二次硬度。③在较多的钢中都加入了约 1% Si，其目的也主要是为了增加钢的二次硬度。④钒含量在 1% ~ 2%（质量分数）。⑤铬的质量分数仍为 4%。

表 13.6-69　国内外主要低合金高速钢钢种和化学成分（质量分数）　%

钢　号	国别	C	W	Mo	V	Cr	Si	N	其他元素	$\Delta\overline{C}$（C_p－C_s）	$\overline{A}$（C_s－C_p）
S3-3-2	德国	0.95～1.03	2.70～3.00	2.50～2.80	2.20～2.50	3.80～4.50	≤0.45	—	—	－0.01	1.01
D950	瑞典	0.95	1.70	5.00	1.20	4.00	0.30	—	—	－0.10	1.12
M50	美国	0.81	—	4.25	1.00	4.00	0.20	—	—	－0.11	1.14
M52	美国	0.88	1.10	4.50	1.85	4.10	0.30	—	—	＋0.06	0.94
SW3S2	波兰	1.20	3.00	1.00	2.00	4.00	2.00	—	—	－0.40	1.50
11M5	前苏联	1.06	—	5.14	1.20	3.83	—	—	—	－0.27	1.34
11M5Φ	前苏联	1.02～1.10	—	5.20～5.80	1.45	4.00	—	—	微量稀土元素	－0.18	1.21
P2M5	前苏联	0.95～1.05	1.70～2.30	4.80～5.30	0.90～1.30	4.00	—	0.05～0.08	0.05～0.15Zr	－0.16	1.18
11P3AM3Φ2	前苏联	1.02～1.12	2.50～3.30	2.50～3.00	2.20～2.60	4.00	—	0.05～0.16	0.05～0.20Nb	－0.08	1.09
Vasco Dyne	美国	1.00	1.60	4.00	1.95	3.75	0.85	—		－0.08	1.09
W4Mo3Cr4VSi	中国	0.85～1.05	3.00～5.00	2.50～3.50	1.20～1.80	3.50～5.00	0.70～1.20	0.02～0.08		－0.09	1.12
W3Mo2Cr4VSi	中国	0.90～1.05	3.70～2.70	2.70～1.70	1.20～1.80	3.80～4.40	0.70～1.30	<0.10		－0.18	1.24
P9Φ2	前苏联	0.90～1.00	5.71～6.70	≤1.00	2.30～2.70	3.80～4.40	0.20～0.40				

6.1　W4Mo3Cr4VSi（W4）

W4Mo3Cr4VSi 钢是我国研制成功的一个低合金高速钢种，目前用量最多，全面性能较好，因此成为最重要的一个低合金高速钢种。该钢的 W 当量 W＋2Mo≈10%，平衡碳值为 0.86%（质量分数）左右，平衡碳差值约－0.09%，碳饱和度约 1.12，淬回火硬度可高达 66HRC 以上。该钢在退火状态下的碳化物含量质量分数为 16.4%，在淬火状态为 5.5%。

1）钢的过冷奥氏体连续冷却曲线如图 13.6-101 所示。

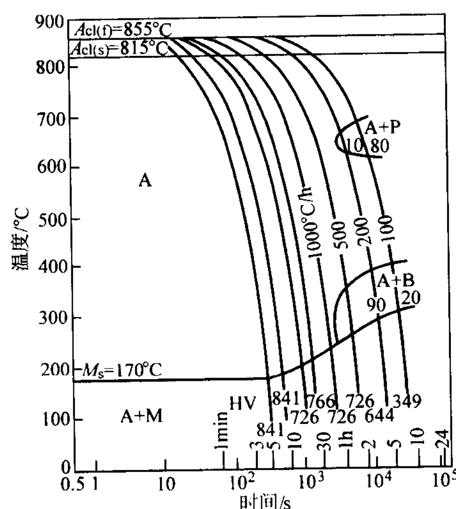


图 13.6-101　W4Mo3Cr4VSi 钢的过冷奥氏体连续冷却转变曲线

原始状态：退火；奥氏体化：1 160℃，1.5 min；晶粒度 9～9.5

2）钢的二次硬度和抗压强度曲线如图 13.6-102 所示。

3）钢的淬火晶粒度、抗弯强度和冲击韧度曲线如图 13.6-103 所示。

4）钢在淬回火后的主要力学性能见表 13.6-70。

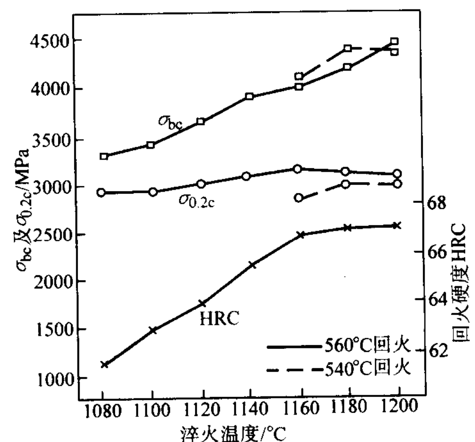


图 13.6-102　W4Mo3Cr4VSi 钢的淬火温度、回火温度对二次硬度、抗压强度的影响

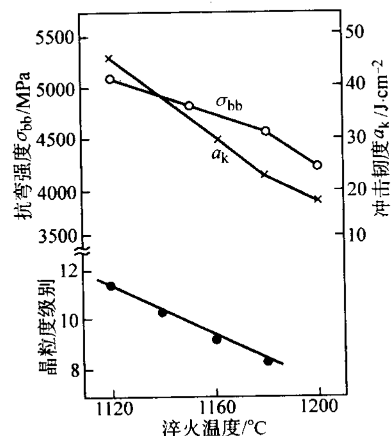


图 13.6-103　W4Mo3Cr4VSi 钢淬火温度与晶粒度，抗弯强度及冲击韧度的关系

（回火：560℃×1 h×3 次）

表 13.6-70 W4Mo3Cr4VSi 钢的主要力学性能

硬度 HRC	红硬性 HRC		高温硬度 HV		抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}
	600℃	625℃	500℃	600℃		
65 ~ 66.5	62 ~ 63	58 ~ 59	660 ~ 680	570 ~ 590	4 200 ~ 4 700	18 ~ 29

注：淬火温度 1 160 ~ 1 200℃，回火温度 540 ~ 560℃。

该钢的密度为 7.97 g/cm³。

该钢的工艺性能和使用性能均较好，适合制造钻头、锯条、木工刨刀、立铣刀和丝锥等工具，在很多情况下都可以替代 M2 钢使用，还可用于制造模具和耐磨机械零件等。

6.2 W3Mo2Cr4VSi（W3）

W3Mo2Cr4VSi 是我国最早研制成功的一个低合金高速钢种。其 W 当量 W + 2Mo ≈ 7%，平衡碳值在 0.80%（质量分数）左右，平衡碳差值约为 -0.18%，碳饱和度约为 1.24。在淬火状态下的碳化物含量质量分数为 12% ~ 14%，淬火状态为 2% ~ 5%。

1）钢的过冷奥氏体等温转变曲线如图 13.6-104 所示。

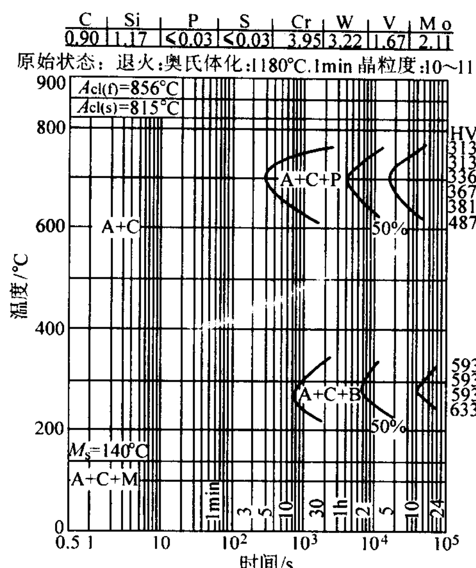
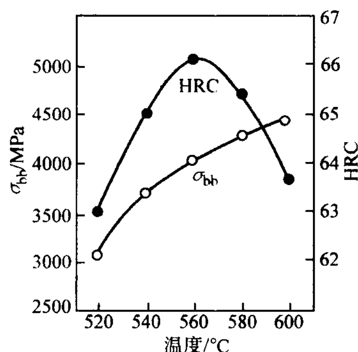
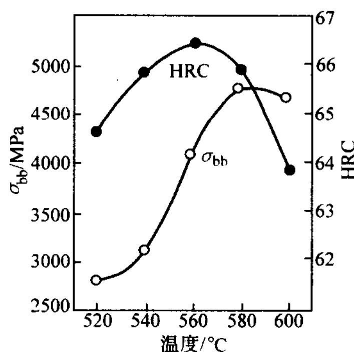


图 13.6-104 W3Mo2Cr4VSi 钢的过冷奥氏体等温转变曲线



(a) 1180°C 奥氏体化



(b) 1200°C 奥氏体化

图 13.6-105 W3Mo2Cr4VSi 钢回火温度与力学性能的关系

2）钢的回火温度与硬度和抗弯强度的关系曲线如图 13.6-105 所示。

3）钢在淬回火后的主要力学性能数据见表 13.6-71。

表 13.6-71 W3Mo2Cr4V3Si 钢淬回火后的主要力学性能

淬火温度/℃	1 100	1 120	1 140	1 160	1 180	1 200	1 220	1 240
硬度 HRC	64.3	64.8	65.4	65.3	65.6	66.0	66.9	66.7
抗弯强度/MPa	3 920	4 110	3 830	3 600	3 660	3 270	2 980	2 310
挠度/mm	1.72	1.73	1.64	1.59	1.56	1.53	1.44	1.16
晶粒度级别	—	11.5	11.0	10.5	10.5	10.0	8.5	—

注：回火温度 540℃。

W3Mo2Cr4VSi 钢主要用于手工锯条、机用锯条、钻头和丝锥等。经过 TiN 涂层处理之后，其钻头和丝锥的切削寿命提高很多。该钢裂纹敏感性较强。

6.3 W2Mo5Cr4V（D950）

D950 是瑞典研制的一个低合金高速钢种，其 W 当量为 12%，碳含量接近平衡碳值，退火状态碳化物总量质量分数约为 19.3%，1 170℃淬火后为 8.9%。其综合性能较高，接近 M2 钢，因此曾受到关注。

1）D950 钢的过冷奥氏体等温转变曲线如图 13.6-106 所示。

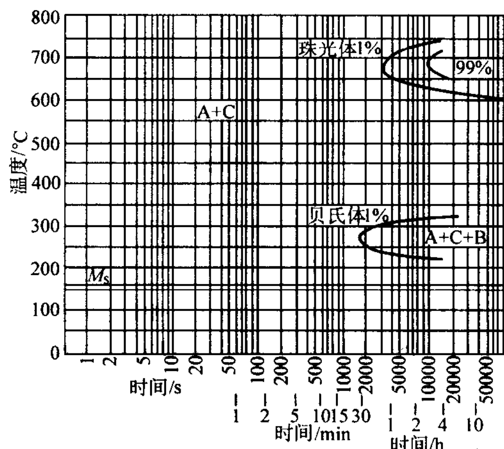
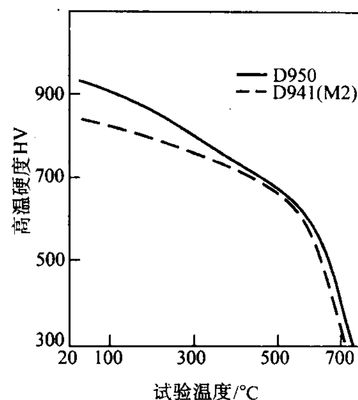


图 13.6-106 D950 钢的过冷奥氏体 TTT 曲线

2）钢的高温硬度、抗弯强度、抗压强度和冲击吸收功曲线分别见图 13.6-107 ~ 图 13.6-109。



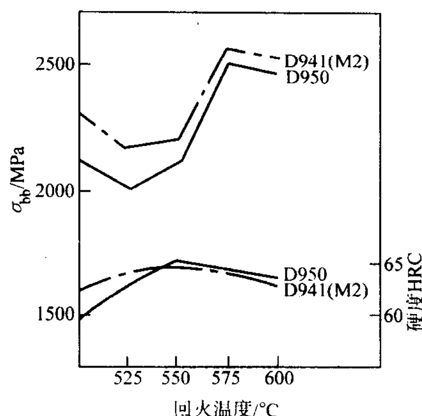


图 13.6-107 D950 钢与 M2 钢的高温硬度（a）以及抗弯强度对比（b）

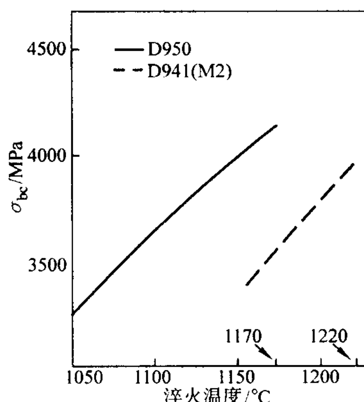


图 13.6-108 D950 钢与 M2 钢的抗压强度对比

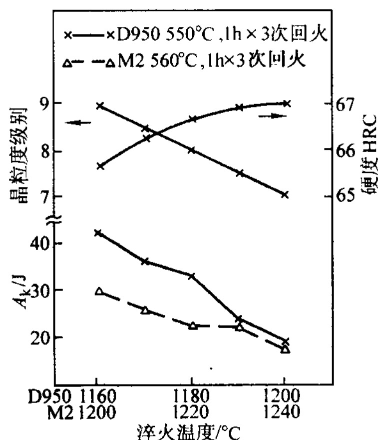


图 13.6-109 D950 钢与 M2 钢的冲击吸收功对比

3）钢的热处理温度和力学性能数据见表 13.6-72。

表 13.6-72 D950 钢的热处理温度和力学性能

淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度 HRC	抗弯硬度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	高温硬度 HV		红硬性 HRC	
					500℃	600℃	600℃	625℃
1 160 ~ 1 190	540 ~ 560	65 ~ 66.5	2 100 ~ 2 400	25 ~ 42	640 ~ 680	570 ~ 600	61 ~ 63.6	56.2 ~ 58.7

D950 钢可用于钻头、丝锥、立铣刀和车刀等工具，在切削一般材料时，可替代 M2 和 M7 等通用高速钢刀具使用，寿命相当。

D950 钢还可用作冷作模具。

该钢易脱碳。

6.4 WMo4Cr4V2Si（Vasco Dyne）

该钢是美国于 20 世纪 80 年代研制出来的，W 当量接近 10%，碳含量高于平衡碳值，耐磨性较好。在一些情况下可替代 M1、M7 和 M10 使用。

1）钢的二次硬化曲线如图 13.6-110 所示，在 1 150 ~ 1 205℃淬火和 520 ~ 550℃回火后的硬度为 65 ~ 67HRC。

2）钢的耐磨性较好，如图 13.6-111 所示。

Vasco Dyne 钢可用于制造钻头、立铣刀、拉刀和铣刀等工具，寿命不低于 M7 钢。

Vasco Dyne 是低合金高速钢中性能较高的一种。

6.5 Mo4Cr4V（M50）

M50 是 Mo 系低合金高速钢种，W 当量为 8%，碳含量虽不算高，但仍高于平衡碳值。该钢的主要用途之一是制造高温轴承，因而有较高的知名度，因此也成为一个重要的低合金高速钢种。

1）钢的过冷奥氏体等温转变曲线如图 13.6-112 所示。

2）钢的回火硬度、冲击吸收功与回火温度的关系曲线如图 13.6-113 所示。

3）淬回火温度对残余奥氏体量等的影响如图 13.6-114 所示。

4）钢在退火、淬火和回火等不同状态下的碳化物含量见表 13.6-73。

5）钢在不同温度淬火和 540℃回火后的冲击韧性见表 13.6-74。

6）M50 钢的高温硬度见表 13.6-75。

M50 钢用做钻头、丝锥等工具。M50 钢制造的高温轴承可在 315℃以下使用，主要用于飞机、舰艇发动机主轴轴承以及其他高温设备。M50 钢还用做耐磨机械零件和模具等。

6.6 W9Cr4V2（W9V2）

W9Cr4V2 是唯一一个 W 系低合金高速钢种。其碳含量低于平衡碳值，平衡碳差值在质量分数为 0.1%左右，钒含量较高，因此耐磨性好。该钢除了用做刀具之外，也是制造高温轴承的重要材料。

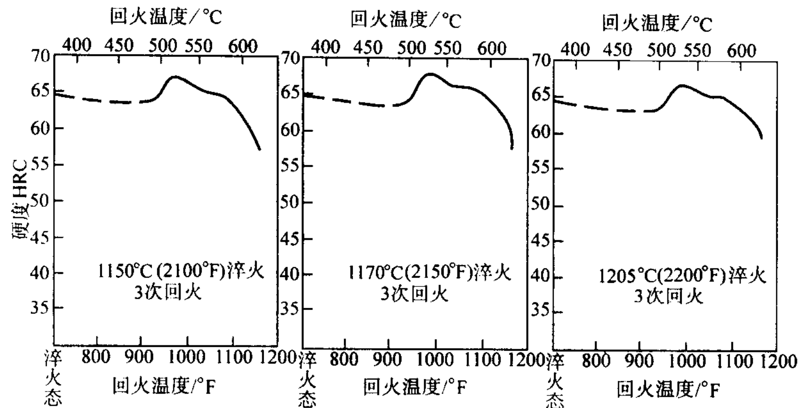


图 13.6-110 Vasco Dyne钢的淬回火硬度

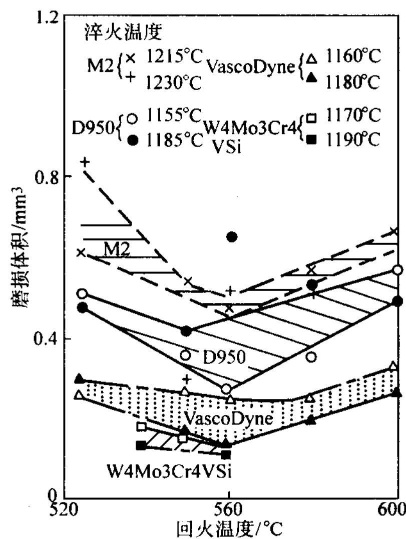


图 13.6-111 回火温度对 Vasco Dyne 等几种高速钢干滑动磨损耐磨性的影响

（对磨件：GCr15 圆轮，转速 200 r/min，载荷 150 N，磨损时间 1 h）

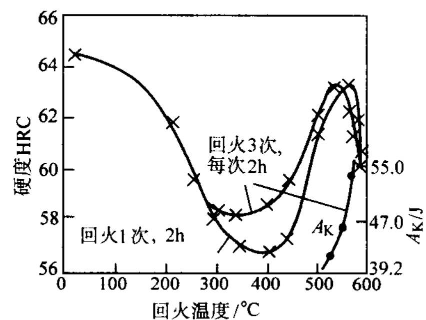


图 13.6-113 M50 钢的二次硬化和冲击吸收功曲线

（淬火温度 1 120℃，1 150℃）

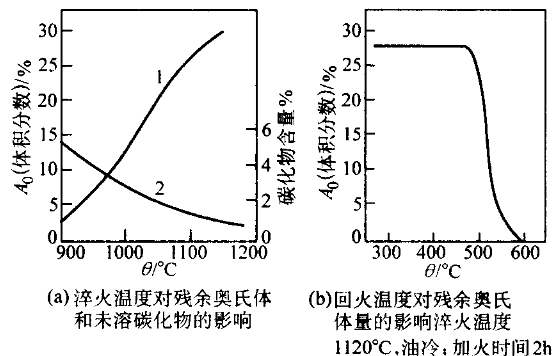


图 13.6-114 淬回火温度对残余奥氏体和碳化物的影响

1—残余奥氏体；2—未溶碳化物

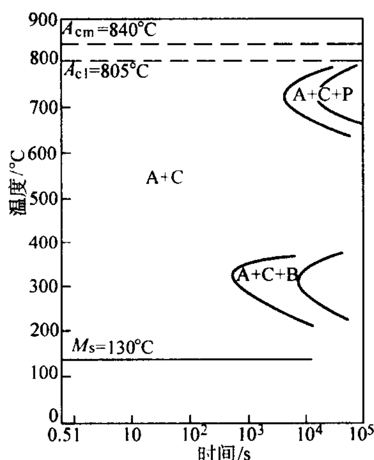


图 13.6-112 M50 钢的过冷奥氏体等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）(%)：C0.80，Si0.20，Mn0.23，Cr4.07，Mo4.40，V0.99；奥氏体化温度：1 100℃

表 13.6-73 M50 钢在退火和淬回火状态下的碳化物含量（质量分数） %

状　态	退　火	1 120℃淬火	1 120℃淬火＋540℃回火
碳化物含量	13～14	4～5	8～10

表 13.6-74 M50 钢在不同淬火温度下的冲击韧度

淬火温度/℃	1 080	1 100	1 120	1 140	1 160	1 180
冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	69.6	45.6	28.8	21.6	12.8	6.4

表 13.6-75 M50 钢的高温硬度

淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度 HRC	高温硬度 HRC			
			204℃	316℃	427℃	538℃
1 150	565	64	62	59	57	52

1）W9V2钢的过冷奥氏体等温转变曲线如图13.6-115所示。

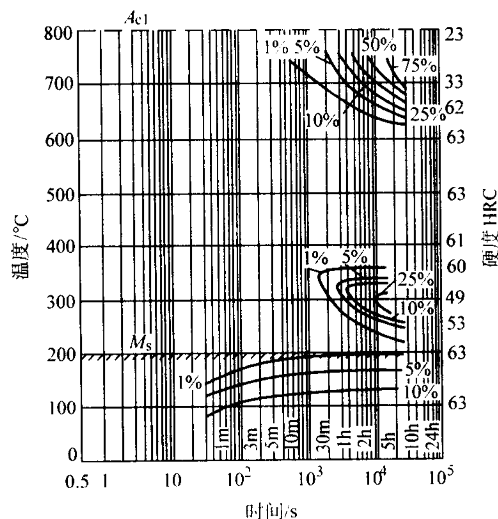


图13.6-115　W9Cr4V2钢的过冷奥氏体等温转变曲线
（奥氏体化温度1 220℃）

2）钢的二次硬化曲线如图13.6-116所示。

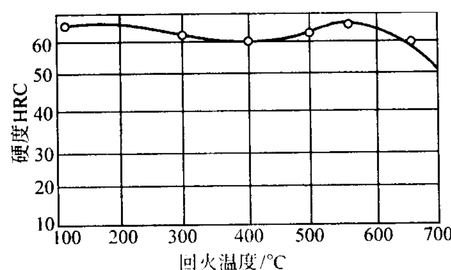


图13.6-116　W9Cr4V2钢的二次硬化曲线
（淬火温度1 220℃）

3）钢在退火、淬火和回火状态下的碳化物含量见表13.6-76。

4）钢的热处理制度和性能见表13.6-77。

表13.6-76　W9Cr4V2钢在退火、淬火和回火状态下的碳化物含量（质量分数）　%

状态	退火	1 230℃淬火	1 230℃淬火＋560℃回火
碳化物含量	14～17	4～5	8～9

钢的密度为8.3 g/cm³。

表13.6-77　W9Cr4V2钢的热处理制度和性能

淬火温度/℃	回火温度/℃	硬度HRC	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	红硬性	
					600℃	625℃
1 200～1 250	520～570	62～65	36～77	2 100～3 600	59～62	56～60

W9Cr4V2钢适于制作车刀、钻头、铣刀、扩孔钻、丝锥、板牙、圆锯片、带锯、锯条和木工刀具等。该钢钒含量较高，可磨削性较差，所以不适宜制作磨削加工量多的刀具。

W9Cr4V2钢是制造高温轴承的重要材料，还被用做耐磨机械零件和模具等。

7　高速钢的生产工艺和质量

高速钢的化学成分和组织都很复杂，钢的质量与生产工艺密切相关。在本节中将简要介绍高速钢的生产工艺及其对钢的质量的影响，以利于正确合理的选材。

7.1　高速钢的冶炼和浇注

7.1.1　电弧炉冶炼工艺

高速钢主要采用碱性电弧炉单渣法冶炼。该方法有以下的优点。①电弧炉热效率高，钢液温度易控制。②可控制炉内冶炼气氛，完成精炼、脱气、去除夹杂和调整化学成分等任务。③使用原料广泛，能回收返回钢中的大量合金元素、降低成本、冶炼质量好，投资少。国外生产厂家多用30～50 t电弧炉，并与各自的炉外精炼装备相配合。国内多用公称容量为5 t、实际装入量为13 t左右的电弧炉，有些厂家也已配备了炉外精炼装备。

原料一般采用40%左右同钢种返回料，其余配工具钢和轴承钢的返回钢、低磷低硫软钢、Fe-W合金、Fe-Mo合金和Fe-Cr合金等。有时也用少量白钨砂、钼精矿和氧化钼块等。采用精料是炼出高质量钢的基础。在一般情况下，电弧炉高速钢中的氧的质量分数约为（40～60）$\times 10^{-6}$，硫的质量分数在0.01%左右，磷的质量分数在0.03%以下，能达到标准要求。如果炼钢时采用废钢、废屑以及矿砂过多，有害杂质元素很难去除干净，以至于钢中保留有较多的杂质元素，此时钢中的氧的质量分数可能超过80×10^{-6}，硫的质量分数多在0.01%以上，磷的质量分数有时会大于0.03%，超出了标准范围，钢中的有害夹杂物较多。

7.1.2　炉外精炼

通过炉外精炼提高钢的洁净度，能够改善高速钢的韧性、塑性和焊接性能，提高钢的强度和表面质量等。国外高速钢生产厂家采用AOD或LF精炼装置，国内多采用LF装置，有些厂家还配备有VD装置。

电弧炉冶炼高速钢水经过LF精炼之后，氧含量 w_O 能降至35×10^{-6}以下。如果再经过VD处理，氧含量则能进一步降低，甚至降至约10×10^{-6}。

7.1.3　浇注

高速钢由于自身的特性，连铸至今仍在试验之中，只有小批量试验成功投产。因此模铸仍是高速钢的主要浇注方法。我国全部采用模铸。

模铸锭型的选择主要是根据加工能力和成材尺寸规格，必须保证有足够的锻压比才能达到对钢材碳化物分布均匀性的要求。在这一原则下，小规格材宜选用小锭型，因为钢水凝固快，铸态组织较细，使钢材中的碳化物颗粒度也较细；而大规格材则必须选用大锭型，才能保证锻压比，大规格材的碳化物颗粒度一般较粗。为了加快钢液的凝固速度，我国还使用了扁锭型。

高速钢原则上要求出钢温度较低，浇注速度较快，这有利于细化铸态组织。

钢锭脱模之后如不能及时红送退火，则必须很好地缓冷，以免产生裂纹。即便缓冷很好，也必须在脱模24 h之内退火，否则不但成材率低，还影响钢坯以至钢材的质量。

7.1.4　电渣重熔

电渣重熔技术对于高速钢的生产，特别是大截面（直径100 mm以上）材的生产非常重要。电渣重熔工艺技术的发展几乎都与高速钢的生产有关。

电渣重熔技术有以下的优点。①提高钢的洁净度，特别是脱硫，能将钢中的硫的质量分数降至0.005%以下的很低水平。还能有效地降低钢中的非金属夹杂物，并使残存在钢中的夹杂物细化，弥散均匀分布。②改善钢的低倍组织。由

于电渣重熔过程的精炼作用，定向凝固和凝固速度快的特征，使铸态组织致密、无缩孔、无气泡和无大块夹杂物，因此使低倍质量改善。③改善碳化物质量。由于电渣重熔钢锭的铸态组织较细，由此使钢材中的碳化物分布不均匀性得到改善。大截面高速钢材现在都用电渣重熔工艺生产。④改善热塑性，提高成材率。⑤提高钢的性能，从而提高工具的质量和使用寿命。

电渣重熔技术的缺点是能耗高，效率较低，有时因工艺控制不当易产生点状偏析缺陷。这里还应当指出的是，当电渣重熔的电极棒的氧含量已经降到很低时，经过电渣重熔之后，钢中氧含量还有可能增高。例如经过“电弧炉 + LF + VD”工艺冶炼之后钢中的氧的质量分数可降至约 10×10^{-6}。再经过电渣重熔之后，氧含量能增至约 15×10^{-6}。

7.1.5 几种不同冶炼方法对高速钢淬回火后性能的影响

M2 和 M35 钢用以下 3 种工艺方法进行冶炼。1）电弧炉。2）电弧炉 + 电渣重熔。3）电弧炉 + LF + VD + 电渣重熔。将以上 6 种钢材试样经 1 230℃淬火，540℃回火之后，测出它们的硬度、600℃红硬性、抗弯强度和冲击韧性等，见表 13.6-78。

表 13.6-78 不同冶炼方法对 M2 和 M35 钢淬回火性能的影响

钢号	冶炼方法	硬度 HRC	600℃红硬性 HRC	抗弯强度 σ_{bb} /MPa	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}
M2	电弧炉	64.0	62.5	4 240	22.5
	电弧炉 + 电渣重熔	65.0	63.0	4 280	25.3
	电弧炉 + LF + VD + 电渣重熔	65.5	63.5	4 340	28.2
M35	电弧炉	65.2	63.8	4 420	20.0
	电弧炉 + 电渣重熔	66.0	64.3	4 450	22.5
	电弧炉 + LF + VD + 电渣重熔	67.0	64.5	4 500	24.2

注：淬火温度 1 230℃；回火温度 540℃，3 次 × 1 h。

从表 13.6-78 数据可以看出，经过电渣重熔之后，钢的硬度、红硬性和韧性都提高了，这与电渣重熔工艺改善了钢中碳化物和提高了钢的洁净度有关。钢经过精炼再经过电渣重熔之后，其韧性大幅度提高，说明洁净度的提高对钢韧性的改善有很大作用，在电渣重熔之前，电极棒材的质量高，电渣之后的钢质量才能更高。

在这里还需指出的是，钢中的低熔点杂质元素 As、Sb、Sn 和 Pb 等用精炼或电渣重熔的方法都无法将其去除，它们的含量与原材料有关。表 13.6-79 给出了这几种元素在不同冶炼方法钢中的含量。

表 13.6-79 As、Sb、Sn 和 Pb 等杂质元素在 M2 和 M35 钢中的含量（质量分数） %

杂质元素 \ 冶炼方法 / 钢种	电弧炉		电弧炉 + 电渣重熔		电弧炉 + LF + VD + 电渣重熔	
	M2	M35	M2	M35	M2	M35
As	0.003 1	0.002 8	0.003	0.002 5	0.004	0.003 5
Sb	0.013	0.014	0.011	0.014	0.008	0.012
Sn	0.014	0.012	0.014	0.016	0.015	0.016
Pb	0.014	0.013	0.015	0.021	0.019	0.012
总含量	0.044	0.042	0.043	0.054	0.046	0.044

低熔点杂质元素对高速钢的韧性和塑性都能产生不良影响，因此要选择好原材料，控制其在钢中的含量，特别要注意废钢、废屑的应用。

7.2 热加工

高速钢铸态组织中的共晶碳化物网只有通过热加工变形将其破碎，才能变成碳化物颗粒分布在基体中。热加工对于高速钢质量的影响是除了冶炼之外的另一重要因素。

高速钢是最难进行热加工的一个合金钢种。其变形抗力大，热导率小，热塑性差，适宜进行热加工变形的温度范围窄，在热加工之后的冷却过程中易产生裂纹等，都会给高速钢的热加工带来困难，并会产生种种质量问题，甚至报废。

1）高速钢锻造开坯可用汽锤、电液锤、快锻机、精锻机和轧机等，各有特点。目前快锻机开坯、精锻机成材是生产高速钢锻材的主流工艺，特别是大截面高速钢。但用精锻机锻造时因其变形特征易产生中心孔洞，这是应当特别注意防止的。

2）高速钢锭开坯锻造和钢坯进一步加工成材时，都应注意钢锭（坯）的加热温度和在高温下的保温时间，特别是钢锭开坯时。每个钢种都有它自己的热塑性较高的温度范围，在这个温度范围内进行热变形加工会比较顺利，并且成材率和产品的质量也都较高。当加热温度过高和保温时间过长时，不但影响成材率，并且还会产生碳化物粘连、颗粒粗大，甚至在奥氏体晶界连成碳化物网等，使钢的淬回火硬度、红硬性、塑性和韧性等全面下降。另外，过高的加热温度和过长的保温时间，加剧了氧化和脱碳，使表面质量变差。

3）保证足够的锻造比，是获得高质量高速钢材的必要条件。锻造比是指从钢锭到钢坯或钢材表面积的比值，即 $K=F_0/F$，F_0 为钢锭的平均截面积，F 为坯（材）的截面积。锻造比又称锻压比、加工比或压缩比等，反映了从锭到坯（材）加工量的大小。足够的锻压是获得钢合格的高低倍组织的重要条件。

对于中、小型钢材而言，在一般情况下，锻造比已较大。但对于大截面材，锻造比不可能大，因而就可能产生问题。碳化物分布的均匀性差往往是大截面高速钢材质量不合格的重要原因。我国“六五”科技攻关结果得出的结论是，对于大截面钢材，锻压比必须保证 $K\geqslant8$，若达不到该值，可用镦拔工艺来完成。就一般情况而言，$K\geqslant16$ 即可达到碳化物分布的最佳程度。

碳化颗粒尺寸大小也与加工比有关。通过锻压加工，碳化物被破碎而变细，因而随着加工比增大，碳化物颗粒尺寸减小。但是当加工比 $K\geqslant25$ 之后，加工比对碳化物尺寸的作用就不明显了。

4）高速钢在热加工之后的冷却过程中易产生风裂，并且尺寸规格愈小愈严重。因此在热加工之后应注意缓冷和及时退火。钢坯可采用较低温度“回火式”退火以消除应力，而钢材则必须进行全退火，为后续加工和淬火处理作好准备。

7.3 精整与深加工

精整是产品最后的生产环节。通过矫直、表面清理、剥皮、探伤、尺寸检测和抛光等工序，使产品表面质量提高，并杜绝废品出厂。

对黑皮钢材通过拉拔、剥皮、磨光、抛光等进一步的深加工，生产出尺寸精度更高、截面更小的产品，例如冷拉材、冷拉钢丝和表面无脱碳、无缺陷的光亮材和银亮钢等。在生产冷拔钢丝时，应选择使用硫的质量分数较低（<0.01%）、碳化物颗粒尺寸较小且多为球形和椭球等质量较高的盘条，并且拉拔时每道次的减面率不宜过大，以免碳

化物被拉裂而产生微裂纹，影响钢丝的质量。当冷拔钢丝中的微裂纹较多时，会使钢的韧性和塑性、特别是高频热塑性严重下降，使用这种带有严重缺陷的冷拔钢丝生产四辊热扭轧钻头时，轧裂率很高，损失较大，因此应当特别重视这一质量问题。在这里应当指出的是，对于像高速钢这样含有大量硬而脆的碳化物的莱氏体钢，在生产过程中应多采用热加工，少用冷加工，以避免（或减少）在钢中产生碳化物微裂纹等缺陷。在生产钢丝时、应使用截面尺寸小的热轧盘条，拉拔时宜多用温拔，少用冷拔。另外，无论采用冷拔或温拔加工，都应在拉拔之后及时进行退火处理消除应力，以免产生裂纹或其他质量问题。通常，在两道次拉拔加工之间可采用消除应力退火，但在最后一道拉拔加工之后必须进行完全退火。

8　高速钢的热处理

热处理对于高速钢至关重要。在高速钢生产的每道工序几乎都需要进行退火处理。当制成刀具、模具和其他零部件时，最后都必须进行高温淬火和回火处理，才能获得高性能。高速钢的诞生是以发明了接近熔点的高温淬火工艺作为标帜的，这足以说明热处理对于高速钢是多么的重要。

高速钢的热处理比较复杂，技术不断地发展，尤其是各种表面改性技术是当今高速钢热处理技术发展的重要方面，使高速钢的使用性能得到了很大提高。

8.1　退火

在高速钢的生产过程中，需进行钢锭退火、中间退火和成品退火等工序。钢锭退火的目的是消除应力、防止冷裂、便于修磨表面缺陷和提高塑性，有利于开坯锻造。一些高碳高合金的特种高速钢，还需要进行红送退火。

锻造、热轧、冷轧和冷拉等各工序之间需进行中间退火，退火温度多在相变点 A_{c1} 以下，称为“回火式退火”、“消除应力退火”或“相变点以下退火”等。

钢材的成品退火一般采用相变点 A_{c1} 以上的温度进行，称为“完全退火”、“重结晶退火”、“相变退火”等。目的是消除应力、降低硬度，使钢材具有合适的退火组织，为后序的机械加工和淬火做好准备。

某些复杂刀具在机械加工之后，淬火之前进行一次消除应力退火处理，对于减少淬火变形和改善工具性能有益。另外，全磨制刀具在磨制加工之后最好也进行一次消除应力退火处理，以利于消除磨削应力、防止产生磨削裂纹。

8.2　淬火

淬火是决定高速钢最终使用性能的关键热处理工序，有以下的特点和要求。①温度很高，接近钢的熔点，使碳化物尽可能多的溶解，因此基体中的碳和合金元素的过饱和度很高。但不能过热、过烧，必须保持细晶粒组织，晶粒度通常为9~11级，多为10级左右，低合金高速钢的晶粒度可以稍粗，但一般也不低于8级。②不能产生氧化和脱碳。③不能开裂和变形。④淬火冷却时应尽量避免二次碳化物沿奥氏体晶界析出。

淬火分为预热、加热和冷却3个阶段。预热是为了避免内应力过大而产生开裂和变形。并能缩短高温保温时间。加热包括升温、热透和保温3个部分。冷却时须根据钢种和工件的截面大小选择合适的冷却方法，要保证过冷奥氏体转变成淬火马氏体或下贝氏体，要及时矫正变形并保证不开裂。

淬火加热设备有盐浴炉、真空炉和可控气氛炉等，前两者应用最多，将在下面进行简要介绍。

8.2.1　盐浴炉淬火

使用盐浴炉，可以配成系列温度的炉组，工件在不同温度的炉内顺序进行预热、淬火加热和保温、冷却（分级或等温处理）等淬火过程的全部操作，完成淬火处理。工件出、入炉和在各炉间移动均平稳进行，有利于减小变形。

同炉次处理的工件，大尺寸的为一件，小尺寸的若干件装在同一卡具内，一卡为一件，一般每次处理一件，连续进行。在盐浴炉内工件直接浸人熔盐之中，热交换率很强。由于内热式盐浴炉具有特殊的电磁搅拌功能，故有利于工件的不同部位均匀加热。用盐浴炉处理高速钢效率较高。另外，还可以对工件进行局部淬火，例如对麻花钻头的刃部和柄部分别进行淬火。

（1）预热

高速钢的导热性差，淬火加热前必须进行预热。截面尺寸大、形状复杂的刀具，一般需要低温和中温两次预热；普通中小型刀具只需一次中温预热。

低温预热：可在450~500℃空气炉中进行，保温时间为1~1.5 min/mm。或在盐浴炉中进行，温度为600~650℃，保温时间为0.8~1.0 min/mm。

中温预热：在800~850℃的盐浴炉中进行，保温时间为0.4~1.0 min/mm。通常，中温预热时间为高温淬火保温时间的2倍。

有时在中温预热之后，再进行一次高温预热，温度为1 050~1 100℃，预热时间和淬火保温时间相同。

（2）淬火加热温度

高速钢的淬火温度选择依据以下几个因素。

1）钢的化学成分　因为淬火温度接近钢的熔点，使C和W、Mo、Cr、V等合金元素尽可能多的溶人基体之中，强化回火时的二次硬化效果，所以化学成分是淬火温度的直接决定因素。表13.6-80中列出了一些高速钢种的淬火和回火温度范围。

表13.6-80　常用高速钢的淬火和回火温度范围

钢　号	淬火温度/℃	回火温度/℃	回火硬度 HRC
W18Cr4V（T1）	1 260~1 300	550~570	≥63
W9Mo3Cr4V（W9）	1 210~1 250	540~570	≥63
W6Mo5Cr4V2（M2）	1 210~1 240	540~560	≥63
CW6Mo5Cr4V2（CM2）	1 190~1 210	540~560	≥65
W2Mo9Cr4V2（M7）	1 190~1 210	530~560	≥65
W6Mo5Cr4V3（M3）	1 190~1 210	530~560	≥64
W6Mo5Cr4V2Co5（M35）	1 190~1 210	540~560	≥64
W6Mo5Cr4V2Co8（M36）	1 190~1 210	540~560	≥64
W6Mo5Cr4V2Al（M2Al）	1 180~1 220	540~560	≥65
W7Mo4Cr4V2Co5（M41）	1 180~1 220	530~560	≥66
W2Mo9Cr4VCo8（M42）	1 170~1 190	530~560	≥66
W12Cr4V5Co5（T15）	1 210~1 250	530~560	≥66
W10Mo4Cr4V3Co10	1 210~1 250	530~560	≥66
W12Mo3Cr4V3N（V3N）	1 200~1 250	540~570	≥64
W8Mo5Cr4VCo3N（Co3N）	1 180~1 220	540~560	≥65

2）晶粒度　淬火晶粒度对钢的强度、特别是韧性能产生较大影响，随着淬火温度升高，晶粒长大，虽然二次硬度升高了，但韧性则下降，因此淬火温度的选择需兼顾钢的硬度和韧性两个方面，合适的奥氏体晶粒度是重要的依据。

3）对工具或工件的使用要求　例如，车刀对韧性要求不高，可采用较高的淬火温度，甚至轻微过热，以提高钢的二次硬度、红硬性和耐磨性等性能，达到提高寿命的目的。

但复杂、精密刀具，断续切削刀具和细长、薄片刀具等，对韧性要求较高，则采用较低的淬火温度。另外，对于同种工具，尺寸较大的可用较高的淬火温度，尺寸较小的则用较低的淬火温度。表 13.6-81 是上海工具厂对 W6Mo5Cr4V2 和 W18Cr4V 两种钢的不同类别和不同尺寸工具采用的淬火温度范围。当高速钢用做模具、高温轴承或其他机械零件时，可根据使用要求，采用较低的淬火温度，在满足对硬度和耐磨性要求的同时，能够提高钢的韧性。

表 13.6-81 常用高速钢刀具的淬火加热温度

刀具名称	规　格	淬火加热温度/℃	
		W6Mo5Cr4V2	W18Cr4V
车刀	≤12 mm×12 mm >12 mm×12 mm	1 230～1 235 1 230～1 240	1 290～1 300 1 295～1 305
立铣刀	全部	1 225～1 235	1 270～1 280
直柄钻头	ϕ≤5 mm ϕ>5 mm	1 220～1 230 1 225～1 235	1 270～1 280 1 275～1 285
锥柄钻头	ϕ10～49.5 mm	1 225～1 235	1 280～1 290
插齿刀	全部	1 225～1 235	1 275～1 285
齿轮铣刀	m≤5 m>5 m>12	1 225～1235 1 220～1230 1 215～1225	1 270～1 280 1 270～1 275 1 265～1 275
剃齿刀	ϕ63～180 mm ϕ240 mm	1 225～1235 1 220～1230	1 270～1 280 1 265～1 275
齿轮滚刀	m≤4.5 m>4.5	1 220～1 230 1 215～1 225	1 275～1 285 1 270～1 275
丝锥	m2～60 m64～120	1 225～1 235 1 220～1 230	1 275～1 285 1 270～1 275
指形铣刀	m8～25 m25～45	1 225～1 230 1 215～1 225	1 270～1 280 1 265～1 275
锯片铣刀	ϕ40～150 mm ϕ230 mm	1 220～1 225 1 215～1 220	1 265～1 270 1 260～1 265

由于淬火温度很高，温度相差很少时就能使钢的组织和性能产生差异，所以高速钢高温淬火要求测温准确。而测温困难和准确度差恰是高温盐浴炉的一个主要缺点。因为用 PtRe-Rt 热电偶测温虽然准确，但 $BaCl_2$ 熔盐蒸气的腐蚀性很强，电偶易腐蚀损坏，而辐射高温计由于盐雾的作用测温不准。从 20 世纪 50 年代以来，高温盐浴的测温办法一直是用 PtRe-Pt 电偶校温，用辐射高温计控温。另外，在生产中还不断地抽检被淬工件的金相组织，根据其奥氏体晶粒度和碳化物状况来确定淬火温度，控制淬火质量，这种方法很有效。因此在每个高温盐浴淬火车间都配备有简易的金相实验室。总之，为了保证高温盐浴的淬火质量，采用不同的方法来准确控制高温淬火温度。

(3) 淬火加热时间

淬火加热时间是从工件入炉到出炉这段时间，实际包括了升温和保温两个阶段。加热时间的长短与许多因素有关。①淬火加热温度。②刀具的种类和规格。③钢的化学成分和碳化物颗粒的粗细。④炉子的结构、功率、升温速度、工具装卡方式、装卡量和预热情况等。

对于大功率（75～150 kW）加热炉，装炉量小于 10 kg 的情况下，在采用两次预热（550℃和 850℃）时，对于有效尺寸为 5～100 mm 的通用高速钢工件，加热系数选取为 7～15 s/mm，小尺寸者选上限，但最少加热时间不少于 0.5～1 min。特大工件因为入炉后降温较多，视具体情况适当加长加热时间。

在 1 150～1 240℃加热时，加热系数通常选 10～12 s/mm；在 1 250～1 300℃加热时，加热系数可选 8～10 s/mm。

钢中碳化物颗粒粗大时，加热时间应适当加长，高钒钢就应增加加热时间，而粉末高速钢则应适当减少淬火加热时间。

(4) 淬火冷却

在高温盐浴炉中加热之后，通常多采用分级冷却或等温冷却，还可采用油冷或空冷。

1) 分级冷却　将高温淬火加热后的工件迅速淬入温度为 580～620℃的盐浴中，停留时间与淬火加热时间相同，然后将工件取出空冷或再进行等温处理。分级淬火的目的是让工件很快冷至分级温度，温度均匀，防止开裂。对于大尺寸、形状复杂或细长易变形和开裂的工具，可以增加分级冷却级数，以减小应力，防止开裂和变形。比如先放入 850℃盐浴中短暂停留，取出后再转入 600℃盐浴中，进行两级分级处理。应注意的是，高温分级温度不能过高，时间要短，因为在高温淬火加热之后基体处于碳和合金元素的过饱和状态，在 650℃以上的温度停留较长时间或缓慢冷却会有较多的二次碳化物沿奥氏体晶界析出，从而降低碳和合金元素的过饱和度，不但使二次硬化效果降低，还使钢的韧性也同时降低，这在淬火操作中是应特别注意防止的。还有另外一种增加分级的温度是在 600℃以下、M_S 点以上的 350℃左右停留，这种低温补充分级处理有利于减少应力，降低开裂危险。

2) 等温处理　将高温盐浴加热之后或分级冷却之后的工件转到下贝氏体区等温停留一段时间，通常是在 240～280℃的盐浴中等温 60～240 min，奥氏体大量转变成贝氏体，对减少应力和开裂倾向极为有利，还可以提高钢的强韧性。在等温处理之后，钢中有质量分数约为 50%左右的残余奥氏体，有良好的矫直性能，所以通常是在等温处理之后及时进行矫直。由于等温处理开裂倾向小和便于校直，我国工具行业对形状复杂、截面变化大、尺寸大的工具以及大批量生产的钻头等工具都采用等温处理工艺。

3) 油冷　在高速钢诞生后的早期广泛使用油冷。工件在高温淬火加热之后放入约 80℃的油中进行冷却，冷却速度较快，变形和开裂倾向都较大，因此已较少采用。在进行油冷淬火时，应注意提前出油，即在工件表面温度约为 200～300℃时即应出炉空冷。

盐浴炉淬火的缺点除了测温困难之外，在工件表面还可能产生脱碳。在一般情况下，高温盐浴淬火产生的脱碳层很薄，在热处理之后刃磨时能够磨掉。但在高温盐浴脱氧差时会较严重，因此应特别注意脱氧处理，并注意在热处理后刃磨时磨去脱碳层。另外，盐浴炉对环境的污染比较严重。盐浴炉大量蒸发物对车间和周围的空气能造成严重的污染，特别是 $BaCl_2$ 的毒性很大；清洗工件后排放的污水会污染当地的水资源等。由于环保问题，盐浴炉将逐渐被取代，虽然它目前仍是我国工具热处理的主要设备。然而，无论是否被取代，高速钢盐浴淬火的基本原理和步骤都是很重要的、成熟的，并对其他的处理方法产生影响。

淬火预热使用中温盐浴；淬火加热使用高温盐浴；分级、等温处理和回火处理使用低温盐浴。盐浴的成分、特点和用途见附录。

8.2.2　真空淬火

与盐浴炉淬火相比，真空炉淬火有以下的优点。①表面无氧化、脱碳，可获得无变质层的清洁表面，因而能改善切

削性能。②不污染环境。③炉温测控精度大大提高，可达到±1.5℃～±5℃的测控水准。④机电一体化程度高，工艺重复性好。大批工件从预热开始直到淬火、甚至回火全过程都可在同一炉内进行，中间无需移动工件。⑤电能消耗少，显著低于盐炉，真空炉的热效率可高达90%，而普通热处理炉仅为40%～50%，盐浴炉则更低。并且真空炉不消耗盐等物资。

真空炉淬火的缺陷是。①加热速度缓慢，均热时间长。在真空中加热只靠辐射传热，故热交换率不高。②易产生混晶等缺陷。③当冷却速度不够快时，易沿奥氏体晶界产生二次碳化物析出。④设备一次性投资大等。

由于真空炉在环保、节电和淬火温度准确控制等方面的优点，真空淬火在近30年来已得到很大发展。高速钢真空淬火炉基本分为两种：双室式油、气淬火炉和单室式真空热处理炉，后者是20世纪90年代最新设计，多采用强制对流循环加热和高压或超高压气冷淬火技术，不用油冷。

（1）真空加热的工艺参数

在真空炉内加热，由于热交换率低，装炉量比盐炉大，加热速度相当缓慢，时间较长。加热时间的确定分两种情况。①装炉量不大，并且工件直接由冷态进入1 200～1 300℃的高温室内，加热系数按1.2～1.5 min/mm计算。②工件装入冷炉升温，为使工件热透，必须采用多段预热保温，一般多采用550℃和850℃两段，有时还采用700℃、850℃、1 050℃和1 150℃ 4段进行预热保温，最后升至淬火温度。高温淬火保温时间按下式计算：

$$t = T + kd$$

式中，t为加热到高温淬火温度后的保温时间；T为按炉子情况和装炉量来定的加热时间，一般取25～60 min；k为加热系数，k值取15～30 s/mm；d为工件的有效尺寸。

在550℃的预热时间取为$4T$，在850℃取为$2T$。当工件尺寸较大，或装炉量大、密集度高、间隔小时，中心部分工件被遮挡，炉内温差较大，按上式计算的时间还不能达到均温的要求，则必须根据具体情况进行工艺试验来确定保温时间。

（2）真空淬火的冷却方式

真空淬火冷却方式有以下三种。

1）气淬　对尺寸较小或红硬性要求不高的高速钢刀具可采用常压气淬，刀具的变形小。但由于冷却速度不够快，二次碳化物从基体中析出，由此使钢的二次硬化能力和红硬性下降。

2）油淬　真空油淬虽然可以提高冷却速度，但由于工件从高温状态入油后会产生渗碳，在高速钢刀具表面可能形成厚度为5～50 μm的白亮层，近表面的碳的质量分数可能高达2%左右，该层脆性大、易崩刃，使刀具的寿命降低。大截面的高速钢刀具真空加热油淬时还会出现局部熔化现象，因此高速钢刀具不宜采用真空油淬冷却。但真空油淬表面渗碳产生的白亮层可能对提高模具的寿命有利。

3）高压气淬　真空气淬随着气体压力的增大冷却速度加快。真空高压气淬工件热处理变形小，表面光洁，无氧化、脱碳和渗碳，可省去一些后续处理，是最新发展的热处理技术。冷却气体当前主要是用N_2，还曾使用过H_2和He，3种气体的物理性能见表13.6-82。其中H_2的冷却能力最强，其次是He，N_2最低。然而H_2的安全性差，He的价格比N_2贵10倍以上，N_2的冷却能力虽然低，但资源充足，价格最便宜，故应用最多。现在开发超高压气淬炉，He的应用开发又受到重视，目前仅应用于超高压（20×10^5 Pa）气淬，与N_2混合使用。如果He的回收重复使用问题能够得到解决，将会降低真空高压气淬的成本，并使高速钢真空热处理的质量得到进一步提高。

表13.6-82　N_2、He和H_2 3种气体的物理特性

名　称	15℃、10^5 Pa下的密度 /$g\cdot cm^{-3}$	摩尔质量 /$kg\cdot kmol^{-1}$	25℃、10^5 Pa下的性能	
			比热容 /$kJ\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	热导率λ /$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$
氮（N_2）	1.170	28.0	1.041	259×10^{-4}
氦（He）	0.167	4.002 6	5.103 1	$1\,500\times10^{-4}$
氢（H_2）	0.084 1	2.015 8	14.3	$1\,869\times10^{-4}$

现在真空气淬炉已投入使用的和正处于开发阶段的，按压力等级分为4大类，见表13.6-78。高压气淬炉的技术已较成熟，我国也有批量试制。超高压气淬炉正处于试制开发阶段，从表13.6-81可见，现在用N_2气进行冷却的真空高压气淬炉的冷却能力接近于高温盐浴600℃分级淬火的水平。

表13.6-83　按压力等级区分的4类真空气淬炉

名　称	气体种类	压力/Pa	与传统淬火冷却介质冷却能力比较
负压气冷淬火炉	N_2	$(0.5\sim0.9)\times10^5$	<600℃盐浴
加压气冷淬火炉	N_2	$(1\sim2)\times10^5$	<600℃盐浴
高压气冷淬火炉	N_2	$(5\sim6)\times10^5$	接近600℃盐浴，<油
超高压气冷淬火炉	He + N_2	$>10\times10^5$	$(10\sim20)\times10^5$ Pa N_2和He + N_2相当于油
	He		
	H_2		40×10^5 Pa H_2相当于水

8.3　回火

高速钢在淬火之后必须及时进行回火，以防止开裂并实现二次硬化。回火处理对性能的影响也是十分关键的。

8.3.1　回火温度、保温时间和回火次数

高速钢刀具回火温度多选择在二次硬化峰值或稍高的温度，保温时间每次通常为1～2 h，然后空冷至室温。在这一过程中，发生了两个重要的转变：其一是残余奥氏体转变成淬火马氏体，其二是淬火马氏体转变成回火马氏体，纳米级的二次碳化物从马氏体基体中弥散析出，产生二次硬化。值得注意的是，残余奥氏体的转变是在回火保温后的冷却过程中进行的，因此一定要冷却至室温。另外，残余奥氏体转变产生的马氏体本质上应是淬火马氏体，所以需要再回火使其转变成回火马氏体，故高速钢的回火需要2次或3次，甚至4次。

我国工具厂回火炉多用内热式混合硝盐低温盐浴炉，其功率大，装料量为200～1 000 kg。盐浴炉的优点是加热快，温度均匀性好，温度测控比较准确，生产效率高，回火质量比较稳定。一些机械制造厂的热处理车间还用井式回火炉，它适用于多品种、小批量和总产量不大的生产条件。

对于通用高速钢W18Cr4V，我国采用的常规回火处理工艺是560℃×1 h×3次；对于W6Mo5Cr4V2和W9Mo3Cr4V，经常采用的回火工艺是550～560℃×1 h×3次。在以下情况下，须对回火工艺进行调整：

1）装炉量少的小尺寸工具，回火次数可减为2次。

2）对于高碳高速钢、超硬高速钢以及等温淬火后的钢，回火次数增加为4次为宜。

3）当要求硬度较低时（<63HRC），可适当提高第一次回火温度，并采用2次回火。

4）装炉量过大超过常规时，应适当延长保温时间。

5）对于精磨之后还要进行氮化或蒸汽处理的工件，在精磨前可减少一次回火。

6）当高速钢用做模具或其他要求韧性高的工件时，可适当提高回火温度。

8.3.2 大型刀具的回火

对于形状复杂的大尺寸刀具，例如拉刀和滚刀等，在回火时不宜直接放入 560℃的硝盐槽中，否则会因热应力的作用产生纵向开裂，特别是在冬季，有时甚至是在经过几次回火之后都可能在入炉后开裂。防止回火开裂的办法是采取先预热后回火的工艺，在第一次回火时尤其要注意，先在 400℃以下（如 240～260℃）预热，然后回火保温，缓慢冷却。采用井式炉回火时，也必须在炉温较低时（500℃以下）入炉，缓慢升温。

8.3.3 回火不充分和过回火

在生产中可能产生回火程度不充分或过回火等质量问题，前者问题较多，影响较严重。

回火不充分时，高速钢工件的硬度可能较低，也可能硬度并不低，但脆性较大。有些回火不充分的刀具掉在地上都可能断成两段或数段；有些刀具在热处理后刃磨时易产生磨削裂纹或断裂；在使用过程中易产生不正常的崩刃或断裂等。回火不充分产生的后果是严重的，发现问题后，一定要进行挽救。

回火程度充分与否可用金相方法进行检查。为保证检验结果的可靠性，特地对试样的浸蚀方法作了规定：在室温 18～25℃时，用 4%硝酸酒精溶液浸蚀 2.5～3 min（室温 25～30℃时浸蚀 2 min，高于 30℃时，浸蚀 1 min）。正常回火组织的基体为隐针状回火马氏体，残余奥氏体很少，在金相显微镜下观察，基体表面呈均匀的灰黑色，可观察到隐隐约约的针状马氏体组织；回火不充分的试样接受腐蚀的程度比较轻，基体呈不均匀的灰白色，残余奥氏体较多，马氏体针较明显；过回火时试样易受腐蚀，基体较黑，几乎观察不到马氏体针。

回火不充分也称欠回火。出现这一问题后，应进行补充回火使组织和性能变为正常。过回火的钢硬度和红硬性均降低，因此降低了刀具的使用性能，通常主要是由于回火温度过高所造成。在生产中如果没有特殊的要求，也应避免产生过回火。

8.4 冷处理和深冷处理

高速钢在淬火之后含有大量的残余奥氏体。在一般情况下，在通用高速钢淬火组织中的残余奥氏体量体积分数约为 25%～35%；而在高碳含量的特种高速钢或在等温处理后的通用高速钢中，残余奥氏体量能高达 40%～50%。淬火钢在经过 3 次或 4 次回火之后，残余奥氏体量大大减少（约在 5%以下）。因为马氏体相变与温度密切相关，温度愈低，奥氏体愈易进行转变，故残留的奥氏体愈少，所以高速钢在淬火或回火之后要进行冷处理或深冷处理，以使残余奥氏体量进一步减少，深冷处理的效果会更好。

在早期，高速钢冷处理使用的冷却介质是干冰，其温度约为 -80℃，在后来使用液 N_2，其温度为 -196℃，现在把在 -100℃以上进行的冷处理称为“冷处理”，把在 -100℃以下进行的处理称为“深冷处理”。经过冷处理或深冷处理之后由于残余奥氏体大量减少，使高速钢的硬度和红硬性等性能有所提高，从而可以提高刀具的性能和使用寿命。然而由于冷处理或深冷处理可能会因应力过大而增加刀具开裂的危险，所以一般刀具不进行冷处理。但是，残余奥氏体大量减少能增加工件尺寸的稳定性，这对于一些特别精密的工具、尤其是高温轴承和柴油机油泵油嘴的偶件（阀芯等精密机械零件）来说是非常重要的，因此需要进行冷处理。现在由于液 N_2 制取的成本下降，并且深冷处理的效果更好，所以多采用深冷处理。

深冷处理可以在淬火之后进行，也可以在回火之后进行。在淬火之后进行深冷处理的效果最佳，但开裂的危险性也最大。兼顾处理后的效果和安全性，可选择采用以下几种工艺。

1）淬火之后，先在 350℃回火 1 h，然后进行深冷处理。这种工艺最接近淬火后进行深冷处理的情况。

2）在第一次回火之后进行深冷处理，其效果和安全性都比较满意，也比较简单，故采用的较多。

3）在第一次回火之后在 -75℃左右进行冷处理，在第二次回火之后在 -135～-196℃之间进行深冷处理。这种方法效果和安全性都更好一些，但工艺复杂，在必要时采用。

8.5 表面强化处理

高速钢经过表面强化处理，能显著提高其使用性能和刀具寿命，因此表面强化一直是高速钢热处理的十分重要而活跃的领域，不但历史悠久，而且发展迅速，特别是近些年来 PVD 和 CVD 等方法使高速钢的使用性能得到更大的提高，因此对它们的研究和应用至今仍是高速钢表面强化处理的前沿领域。

通过表面处理，可以提高钢表面层的硬度、耐磨性、耐蚀性、降低摩擦系数和改变表面的颜色等。表面强化方法大致可分成 4 大类。①渗入法。其方法很多，例如采用不同渗剂的气体或液体渗 N、渗 C、C-N 共渗、S-N 共渗、O-N 共渗和离子渗 N、离子 S-N 共渗等。②涂渡法。用真空蒸镀、离子溅射和喷涂等方法在表面涂镀上一层具有高性能的膜，例如 TiN、TiC 离子镀膜，复合镀膜和金刚石镀膜等。该方法较新、效果最佳，发展很快。③形成化学转化膜法。通过钢中的某元素（通常是 Fe）与介质中的某元素的化学作用形成化合物膜覆盖在表面上。④表面浅层硬化法。例如电火花强化、超声波强化和激光淬火等。下面简要介绍目前高速钢表面强化应用较多的几种方法。

8.5.1 蒸汽处理

蒸汽处理是一种很老、很实用、也较简单的刀具表面强化方法，直到现在国内外仍对直柄麻花钻头普遍进行蒸汽处理。刀具在过热的水蒸气中加热一定时间，在表面上形成 2～5 μm 厚的致密的蓝黑色 Fe_3O_4 氧化膜，使刀具有漂亮的商品外观，增强刀具表面的防锈能力，在切削时这层膜还可以储存切削液，起到减少摩擦，延长使用寿命的作用。一般情况下，蒸汽处理刀具的寿命可提高 30%～50%。

高速钢刀具的蒸汽处理工艺如图 13.6-117 所示。刀具在入炉之前须仔细进行表面清理，这是得到良好氧化膜的关键之一。可采用化学方法去油，必要时也可以用三氯乙烯气相去油，在加热阶段要加大通汽量，快速排除炉内空气。排气阶段汽压比正常氧化时压力要高 1 倍左右。蒸汽处理温度为

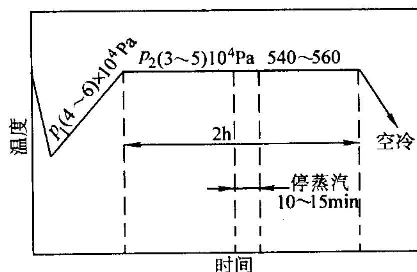


图 13.6-117 高速钢刀具蒸汽处理工艺

540～560℃，保温时间为1～2 h，进汽压力为0.04～0.06 MPa，正常处理时炉膛压力为0.03～0.05 MPa，处理次数为1次或2次。在进行蒸汽处理中间可停汽10～15 min，因为氧化膜的形成是一个体积膨胀的过程，减小压力有助于氧化膜的生长，但停汽时间不可长，否则会有空气进入炉内，会导致氧化膜的致密性和牢固程度下降，并使色泽变差。

氧化处理后的刀具出炉空冷，并于适当温度浸入热机油或锭子油中，使氧化膜的微孔中充满油，更好地起到防腐蚀减摩和美观的作用。

蒸汽处理相当于一次回火，因此可弥补回火处理的不足。另外，刀具在热处理之后磨削时会产生磨削应力，还可能产生磨削变质层。通过蒸汽处理，可消除磨削应力，并起到对磨削变质层中的二次淬火层进行回火的作用，这些对于改善刀具的性能和提高其使用寿命都是很有利的。

8.5.2 氧氮共渗

将蒸汽氧化处理与渗N或C-N共渗相结合同时进行处理，使高速钢刀具在含有O_2和N_2的气氛中进行O、N共渗，一般称此法为氧氮共渗、氧氮处理或氧氮化。在处理之后渗层内部为N的扩散层，外层为氧化膜，渗N层具有高的耐磨性，氧化膜主要起到防锈作用，因此对提高切削性能十分有利。氧氮共渗是20世纪70年代以后发展起来的高速钢表面强化方法，是目前国内在直柄钻头上应用最多的表面强化方法，特别是对于ϕ3～30 mm的麻花钻和中心钻等大批量生产的刀具，JB 3912—85对氧氮共渗质量及检查方法作了规定：高速钢直柄钻头氧氮共渗层深度应为15～45 μm，硬度为900～1 150HV，氧化膜厚度为1～5 μm。氧氮共渗处理之后的钻头寿命一般可提高50%～100%。

国内应用较多的氧氮共渗方法是氨水气化法和氨气、水蒸气混合法。

氨水气化法，是以浓度为25%（质量分数）左右的氨水滴注入渗N炉中并分解。45 kW的渗N炉，氧氮共渗的工艺大致是：工件入炉温度为350℃，以140～160滴/min的速度滴入氨水，排气30 min左右。升温至540～560℃之后，滴入氨水200滴/min（800～1 000 mL/h），保温90～120 min。出炉后空冷，浸油。该法设备简单、投资少，但氨水的浓度不好调节。

氨气、水蒸气混合法，是由液氨气化和锅炉水蒸气混合，通入过热炉中，使混合气温度达到250℃以上，然后将混合气通入氧氮共渗炉内。通过控制氨气和水蒸气的比例则可控制渗层内氮的浓度。通常，氨气与水蒸气的比例约为1:1，氧氮共渗温度为540～560℃。根据装炉量来选择保温时间，一般为1.5～3h，该法的特点是可在较大的范围内调节氮的浓度，但设备投资较大。

除了上述两种方法之外，甲酰胺水溶液滴注法是效果较稳定的氧氮共渗方法。该方法是用30%甲酰胺水溶液以60～80滴/min的速度滴入560℃的炉内，渗入处理的时间为1～2 h，所得渗层色泽均匀，防锈性能好，总厚度为0.08 mm左右，主扩散层硬度为900HV以上，渗层与基体结合良好。该方法有可能取代上述两种方法，因为上述两种方法氨气大量散布于车间中，环境污染较严重。

8.5.3 盐浴复合处理

盐浴复合处理是在盐浴氮碳共渗的基础上发展起来的新工艺，目前在国外高速钢刀具上应用较多，在国内也正在推广应用。

盐浴复合处理的工艺是：刀具去油渍清洗后在350～400℃的空气炉中预热15～20 min，然后在渗氮盐浴中保温10～40 min，之后浸入350℃左右的氧化盐浴中保温15 min，出炉后空冷、清洗和浸油。

渗氮盐内含有30%～35%的氰酸根（CNO^-），1%～3%氰根（CN^-），国内渗氮盐中的氰根更低，可以控制在0.2%之下。工件从渗氮炉中带出的渗氮盐的氰根在氧化盐浴中可以完全被分解掉，所以工件的清洗水不需作任何处理即可达到环保标准，可以直接排放，无公害。

在渗氮炉中，工件表面形成的氮的扩散层深度为10～45 μm，硬度可达1 200HV，并且脆性较小；在氧化炉中进行处理之后，在渗氮层外面形成1～3 μm的黑色氧化膜，外观漂亮、防锈能力强。经盐浴复合处理后的刀具寿命能提高1～3倍。

盐浴复合处理的设备投资少、生产成本低、强化效果好，现在不仅用于刀具的表面强化处理，而且还用于机械零件的表面处理，同样也取得了很好的效果。

8.5.4 无污染硫、氮、碳共渗

无污染硫、氮、碳共渗也是近些年发展起来的新工艺。在渗层中除了氮和碳之外，还有硫，增加润滑，减低摩擦，刀具的切削寿命可提高1～2倍。

硫碳氮共渗盐浴中含氰酸根30%～40%，含氰根0.8%以下，国内盐中氰根更低，可控制在0.5%以下。盐浴中加入硫化钾，活性硫含量控制在（2～5）$\times 10^{-6}$。需向盐浴中通空气以提高盐浴的活性，通气量以100 kg盐量计算为1.5～3 L/min。高速钢硫氮碳共渗的温度为550～570℃，时间10～60 min。

由于盐浴中氰根较低，硫氮碳共渗后工件清洗的水经消毒处理后可以排放，不会造成污染。

8.5.5 气相沉积

采用化学气相沉积方法（CVD）或物理气相沉积方法（PVD），在高速钢工具等工件的表面上镀上TiC或TiN等硬质材料膜，可以显著地提高耐磨性和使用寿命。各种硬质涂层材料的物理特性见表13.6-84。气相沉积涂层方法是当前高速钢应用广泛、发展迅速和最有前途的表面强化方法。

（1）CVD法

化学气相沉积（CVD）技术是通过化学反应生成TiC或TiN等硬质材料并沉积于工件的表面上形成镀膜，达到表面强化的目的。在表13.6-85中列出了CVD方法的主要化学反应式。图13.6-118是CVD装置的简图。

表13.6-84 涂层硬质材料的物理特性

种 类	硬度/HV	熔点/℃	密度/g·cm^{-3}	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	适宜涂层厚度/μm
TiC	3 300～4 000	3 160	4.92	7.8	3～8
（CrFe）C	1 900～2 200	1 780	6.68	10.3	7～12
TiN	1 900～2 400	2 950	5.43	8.3	5～8
TiCN	2 600～3 200	3 055	5.18	8.1	4～8
Al_2O_3	2 200～2 600	2 040	3.98	7.7	2～3

表13.6-85 CVD法的主要化学反应式

生成化合物	化学反应式
TiC	$TiCl_4 + CH_4 \longrightarrow TiC + 4HCl$
TiN	$2TiCl_4 + N_2 + H_2 \longrightarrow 2TiN + 8HCl$
TiCN	$2TiCl_4 + N_2 + 3H_2 + CH_4 \longrightarrow 2TiCN + 8HCl + H_2$
（CrFe）C	$CrCl_2 + H_2 +$（Fe-C）$\longrightarrow$（CrFe）$C + 2HCl$
Al_2O_3	$2AlCl_3 + 3CO_2 + 3H_2 \longrightarrow Al_2O_3 + 3CO + 6HCl$

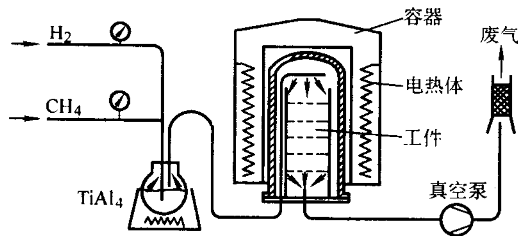


图 13.6-118　CVD装置简图

在表 13.6-84 的涂层硬质材料中，TiC 的硬度最高；TiN 的颜色金黄，很漂亮，耐蚀性好；Al_2O_3 的抗氧化性好；(Cr, Fe) C 的耐热性相对较好。CVD 的反应温度一般为 900～1 500℃K，设备比较简单，投资也较少。CVD 法于 20 世纪 50 年代开始研究，在 1965 年就已成功地应用于硬质合金涂层，目前也是硬质合金最重要的表面强化方法。对于高速钢来说，由于 CVD 的反应温度高于高速钢的回火温度，所以高速钢采用 CVD 涂层时，刀具需先进行 CVD 处理，然后再进行淬火和回火，并且必须是真空热处理，否则涂层易脱落。显然，这些条件限制了 CVD 技术在高速钢刀具上的应用。因此，虽然 CVD 方法能显著提高高速钢刀具的性能和寿命，但并未能得到推广应用。

(2) PVD 法

物理气相沉积 (PVD) 技术，是在真空蒸镀技术的基础上，并引入等离子物理化学技术而发展起来的表面强化方法。该技术于 20 世纪 60 年代开始研究，到 90 年代已相当成熟，并成为制造业中最重要的几种表面涂层技术。TiN 和 TiC 等硬质材料通过物理气相沉积在工件的表面上形成镀膜，该层膜具有表面硬化、耐磨、耐蚀、抗咬合和装饰等多种功能。

PVD 现在已成为高速钢工具最主要的表面强化方法，离子镀 TiN 在高速钢刀具上的应用已很普遍。除了镀 TiN 之外，还有镀 TiC 和多层复合镀等，当前仍很重视对新型镀层的研究和应用。镀层方法主要有反应溅射、空心阴极离子镀、热阴极等离子弧源离子镀和多弧离子镀等，这些方法各有其特点。空心阴极离子镀与热阳极弧源离子镀的镀层组织致密，过程的控制较容易，特别适合中小型工具。多弧离子镀沉积速度快，生产效率高，结合强度好，大小工具都适合。反应溅射镀层性能较好，但沉积速率较低。

图 13.6-119 是空心阴极离子镀原理的示意图。它是由空心阴极离子、电子枪系统（图中的 1、2、3 和 4），水冷蒸发系统（5、6），基体与加热系统（8），以及相应的电源，测温和气体流量控制系统等组成。在进行工作时，真空室内充氮，氩气通过施加电位的空心阴极钽管电离，逸出电子，使氮电离，形成热阴极放电等离子电子束。电子束经偏转、集束后轰击 Ti 蒸发片，使金属 Ti 气化、离子化。Ti 离子与 N 离子相互碰撞、结合，在电场的作用下沉积在工件的表面上形成 TiN 镀层。

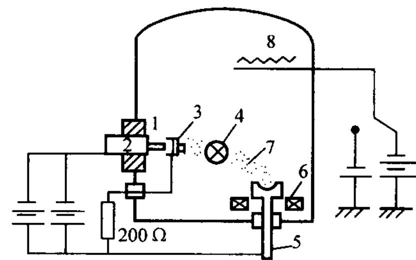


图 13.6-119　空心阴极离子镀原理示意图

1—空芯钽管 (Ta)；2—水冷阴极；3—辅助阳极；4—偏转磁场；5—水冷阳极 (Ti 蒸发片)；6—集束磁场；7—轰击粒子；8—加热器 (工件)

改变靶材和反应气体的成分，可获得不同的镀层。镀 TiC 时，将气体换成 C_2H_2；镀 Al_2O_3 时，靶材改为 Al，反应气体改为 O_2。

高速钢刀具空心阳极离子镀的工艺参数可参考表 13.6-86。

表 13.6-86　空心阴极离子镀刀具涂层的工艺参数

1	2	3	4	5	6		7
预抽真空	工件轰击电压	氩气压力	工件预热功率	温度	引束条件		工件偏压
					电压	电流	
1.33×10^{-3} Pa	600～1 200 V	(1.33～2.66) × 10^{-4} MPa	3～4 kW	300～400℃	500～600 V	10～20 A	30～40 V 3～5 A

8			9	10	11	12
引束条件			氩气流量	氮气流量	沉积速度	沉积时间
电压	电流	功率				
50～55 V	100～150 A	5～8 kW	20～40 mL/min	50～80 mL/min	0.1～0.5 μm/min（固定） 0.04～0.1 μm/min（转动）	视涂层厚度要求

为了提高蒸发源材金属 Ti（或 Al）等的蒸发速度和蒸发量，加快镀层的速度，改变源材的蒸发方法，不使用电子束轰击，而改为低压弧光放电，将处于等离子体中的蒸发源材表面引发低压弧光放电，使源材熔化、大量蒸发。弧光持续放电的强弱决定了蒸发量。采用弧光放电方法的离子镀又分为单弧（如热阴极等离子弧源离子镀）和多弧（如多弧离子镀）两种。

目前高速钢 PVD 涂层仍是以离子镀 TiN 为主。TiN 颜色金黄，镀层后的表面粗糙度可与镀前的原工件相同。镀层厚度通常为 2～5 μm，镀层内晶粒细小，组织致密，硬度高达 2 000HV 左右，耐磨性很高，在一般情况下可使高速钢刀具的切削寿命提高 1～5 倍，切削效率提高约 30%，效果十分显著。PVD TiN 涂层特别适合于齿轮滚刀和插齿刀等精密复杂刀具，这些刀具在使用重磨之后，还可以再进行 PVD 镀层处理，仍能保持原来的良好性能。TiN 涂层对各种高速钢都很有效，相比之下低合金高速钢工具在涂层之后切削性能的提高幅度要更大。因此，对于低合金高速钢而言，PVD 涂层技术的应用具有更重要的意义。

除了 TiN 涂层之外，TiCN、TiAlN 等涂层也都已投入使用。另外，超薄多层涂覆，能在几个微米厚的镀层内将纳米级的 TiN 和 AlN 交替涂覆达 2 000 层，使切削效果更佳，该技术也已商品化。涂层技术的发展很快，金刚石涂层等正在研究之中，相信在不久的将来，会有更好、更有效的新型涂层技术问世，能使高速钢的切削能力和效率得到更进一步的

提高。

PVD设备的投资较大，生产成本相对较高。

8.5.6 激光热处理

激光束作为高能可控的热源，可以使工件表层局部加热至很高的温度进行热处理。激光加热部位可以精确控制，总体热负荷少，变形很小，对环境无不良影响，因此激光热处理受到关注。用于热处理的激光器功率一般为1.5～7 kW。

激光热处理的作用可以分为3类：①激光淬火，通过瞬时快速加热与冷却使表层淬火硬化，而化学成分不变。②激光熔覆合金化，预先将合金粉涂复于工作的表面，高能激光束快速使工件的表层基体与合金粉一起熔化、凝固和冷却形成新的合金化表层，实现表层硬化。合金粉也可以在激光束作用于工件表层时喷向激光束而与基体表层一道熔化形成新的合金化表层。③超硬物质涂层，过程与②相似。其中对前两种方法研究的比较多。

激光淬火又有未熔化和熔化两种情况。

M2钢经过正常的淬火和回火处理以后，再进行激光二次淬火处理。使用HJ-3型2 kW横流CO_2激光器，输出功率为1.8 kW，试样平移速度为25 mm/s，光斑直径为3 mm，激光束焦点距试样表面31 mm，加热过程仅0.1 s左右。表层虽然被激光加热到通常的淬火温度以上，但并无熔化迹象，该淬火层的碳化物溶解量大于心部，仍保持超细晶粒组织，硬度远高于常规淬火，如图13.6-120所示。淬火层深约0.2～0.3 mm。其内是过渡区，很窄（约0.15 mm），硬度下降一些，但仍然很高。回火之后的二次硬化曲线见图13.6-121。激光淬火层的回火硬度远高于钢的常规淬回火硬度，其峰值硬度高达70HRC，比常规二次硬度高约5HRC，二次硬化峰值的温度提高到约580℃。从以上结果可见，通过激光淬火，能够使高速钢的表面强化，从而提高其耐磨性等性能和使用寿命。

另一种激光淬火的情况是使表层熔化、快速凝固和冷却（淬火），使表层硬化。例如，M2钢车刀经正常淬火和回火之后再进行激光淬火，其表面熔化层厚度约为0.5 mm，铸态淬火组织很细，再进行560℃、保温1 h的回火处理，此后表层硬度高达1 100$HV_{0.3}$，切削寿命提高很多。在进行激光表层熔化淬火处理时，冷却速度可高达10^3～10^6 K/s，浅表层局部熔化带的深度和宽度可以通过调整有关参数进行控制。例如，使用2 700 W CO_2激光器（聚焦光束直径d = 2.0 mm）来扫描M2钢表层，当扫描速度为0.1～0.5 m/min时，熔化带深达1.8 mm，宽度为3.0 mm。扫描速度愈快，则熔化带深度愈浅，带宽愈窄；反之则熔化带深，带也较宽。在激光淬火之后需进行回火处理。

激光熔覆合金化也有明显的表面强化效果。例如，在退火M2钢材的表面上预先沉积0.06～0.12 mm厚的钴粉，使用CO_2激光器，输出功率为1 400 W，聚焦光斑直径为3 mm，移动速度为200～400 mm/min，搭接扫描，钴粉与基体一起熔化，获得了含钴的合金化表层。在图13.6-122中可以看出钴在表层中的分布情况。扫描速度愈慢，熔化层愈厚，但钴含量愈低。熔化层是极细的铸态组织。在激光熔覆合金化处理之后，在1 220℃进行淬火和在560℃进行回火，表层的硬度分布见图13.6-123，表层的钴合金化层的硬度最高。从图13.6-122可知，当激光扫描速度为300 mm/min时，表层的钴含量为5%～6%（质量分数），与M35的成分接近，该层厚度约为0.5～0.7 mm，淬回火之后的二次硬度高达1 100HV左右（约合72HRC左右），不但远高于M35的二次硬度，并高于超硬高速钢M42的二次硬度约2HRC之上。由此可见，激光熔覆合金化可以使高速钢表面的二次硬度提高很多，从而可以提高钢的切削能力。

激光表面强化有良好的应用前景，尚待进一步开发。

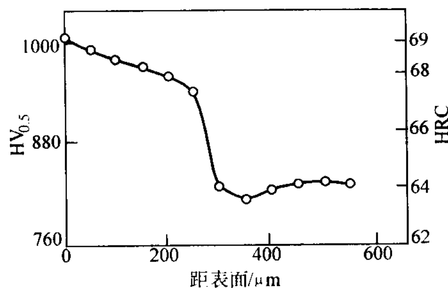


图13.6-120 M2钢经正常淬回火后再进行激光淬火的表层硬度分布

激光处理：HJ－32000型激光器，输出功率1 800 kW，扫秒速度25 mm/s

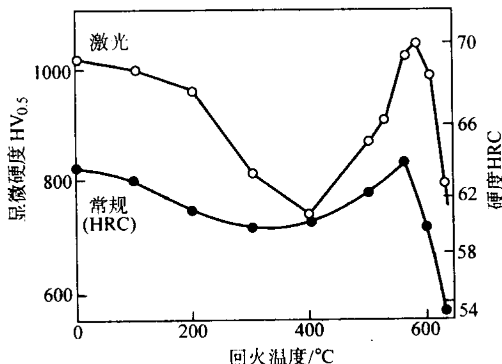


图13.6-121 M2钢经正常淬回火后再进行激光淬回火后的表层二次硬化曲线及与常规热处理二次硬化曲线的比较

（激光处理条件同图13.6-120）

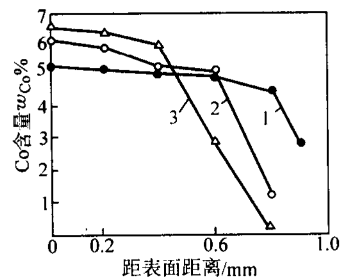


图13.6-122 M2钢激光熔覆Co合金化之后表面Co的分布

预沉积Co层厚度0.07 mm。

1—扫描速度为200 mm/min；2—扫描速度为300 mm/min；3—扫描速度为400 mm/min

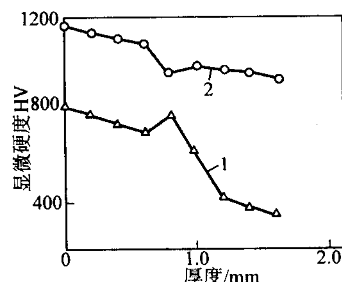


图13.6-123 M2钢表面激光合金化后和再进行淬回火后表层的硬度

预沉积Co层厚度：0.07 mm；扫描速度：300 mm/min

1—激光表面合金化后表层硬度；

2—再进行淬回火后的表层硬度

9 国外高速钢标准的钢号和化学成分

为便于对照和选用，将国外高速钢标准的钢号和化学成分列表 13.6-87。

表 13.6-87 美国、德国、瑞典、前苏联、日本、英国、法国和意大利高速钢标准的钢号和化学成分

钢号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
美国 ASTM 标准高速钢（ASTM A600—92a）						
T1	0.65 ~ 0.80	3.75 ~ 4.50		17.25 ~ 18.75	0.90 ~ 1.30	
T2	0.80 ~ 0.90	3.75 ~ 4.50	≤0.10	17.50 ~ 19.00	1.80 ~ 2.40	
T4	0.70 ~ 0.80	3.75 ~ 4.50	0.40 ~ 1.00	17.50 ~ 19.00	0.80 ~ 1.20	4.25 ~ 5.75
T5	0.75 ~ 0.85	3.75 ~ 5.00	0.50 ~ 1.25	17.50 ~ 19.00	1.80 ~ 2.40	7.00 ~ 9.50
T6	0.75 ~ 0.85	4.00 ~ 4.75	0.40 ~ 1.00	18.50 ~ 21.00	1.50 ~ 2.10	11.00 ~ 13.00
T8	0.75 ~ 0.85	3.75 ~ 4.50	0.40 ~ 1.00	13.25 ~ 14.75	1.80 ~ 2.40	4.25 ~ 5.75
T15	1.50 ~ 1.60	3.75 ~ 5.00	≤1.0	11.75 ~ 13.00	4.50 ~ 5.25	4.75 ~ 5.25
M1	0.78 ~ 0.88	3.50 ~ 4.00	8.20 ~ 9.20	1.40 ~ 2.10	1.00 ~ 1.35	
M2 正常 C	0.78 ~ 0.88	3.75 ~ 4.50	4.50 ~ 5.50	5.50 ~ 6.75	1.75 ~ 2.20	
M2 高 C	0.95 ~ 1.05	3.75 ~ 4.50	4.50 ~ 5.50	5.50 ~ 6.75	1.75 ~ 2.20	
M3 1 组	1.00 ~ 1.10	3.75 ~ 4.50	4.75 ~ 6.50	5.00 ~ 6.75	2.25 ~ 2.75	
M3 2 组	1.15 ~ 1.25	3.75 ~ 4.50	4.75 ~ 6.50	5.00 ~ 6.75	2.75 ~ 3.25	
M4	1.25 ~ 1.40	3.75 ~ 4.75	4.25 ~ 5.50	5.25 ~ 6.50	3.75 ~ 4.50	
M6	0.75 ~ 0.85	3.75 ~ 4.50	4.50 ~ 5.50	3.75 ~ 4.75	1.30 ~ 1.70	11.00 ~ 13.00
M7	0.97 ~ 1.05	3.50 ~ 4.00	8.20 ~ 9.20	1.40 ~ 2.10	1.75 ~ 2.25	
M10 正常 C	0.84 ~ 0.94	3.75 ~ 4.50	7.75 ~ 8.50		1.80 ~ 2.20	
M10 高 C	0.95 ~ 1.05	3.75 ~ 4.50	7.75 ~ 8.50		1.80 ~ 2.20	
M30	0.75 ~ 0.85	3.50 ~ 4.25	7.75 ~ 9.00	1.30 ~ 2.30	1.00 ~ 1.40	4.50 ~ 5.50
M33	0.85 ~ 0.92	3.50 ~ 4.00	9.00 ~ 10.00	1.30 ~ 2.10	1.00 ~ 1.35	7.75 ~ 8.75
M34	0.85 ~ 0.92	3.50 ~ 4.00	7.75 ~ 9.20	1.40 ~ 2.10	1.90 ~ 2.30	7.75 ~ 8.75
M36	0.80 ~ 0.90	3.75 ~ 4.50	4.50 ~ 5.50	5.50 ~ 6.50	1.75 ~ 2.25	7.75 ~ 8.75
M41	1.05 ~ 1.15	3.75 ~ 4.50	3.25 ~ 4.25	6.25 ~ 7.00	1.75 ~ 2.25	4.75 ~ 5.75
M42	1.05 ~ 1.15	3.50 ~ 4.25	9.00 ~ 10.00	1.15 ~ 1.85	0.95 ~ 1.35	7.75 ~ 8.75
M43	1.15 ~ 1.25	3.50 ~ 4.25	7.50 ~ 8.50	2.25 ~ 3.00	1.50 ~ 1.75	7.75 ~ 8.75
M44	1.10 ~ 1.20	4.00 ~ 4.75	6.00 ~ 7.00	5.00 ~ 5.75	1.85 ~ 2.20	11.00 ~ 12.25
M46	1.22 ~ 1.30	3.70 ~ 4.20	8.00 ~ 8.50	1.90 ~ 2.20	3.00 ~ 3.30	7.80 ~ 8.80
M47	1.05 ~ 1.15	3.50 ~ 4.00	9.25 ~ 10.00	1.30 ~ 1.80	1.15 ~ 1.35	4.75 ~ 5.25
M48	1.42 ~ 1.52	3.50 ~ 4.00	4.75 ~ 5.50	9.50 ~ 10.50	2.75 ~ 3.25	8.00 ~ 10.00
M62	1.25 ~ 1.35	3.50 ~ 4.00	10.00 ~ 11.00	5.75 ~ 6.50	1.80 ~ 2.10	粉冶法生产
M50	0.78 ~ 0.88	3.75 ~ 4.50	3.90 ~ 4.75	—	0.80 ~ 1.25	
M52	0.85 ~ 0.95	3.50 ~ 4.00	4.00 ~ 4.90	0.75 ~ 1.50	1.65 ~ 2.25	
德国 DIN 标准高速钢（DIN17350—1980）						
S3-3-2	0.95 ~ 1.03	3.80 ~ 4.50	2.50 ~ 2.80	2.70 ~ 3.00	2.20 ~ 2.50	
S6-5-2	0.86 ~ 0.94	3.80 ~ 4.50	4.70 ~ 5.20	6.00 ~ 6.70	1.70 ~ 2.00	
SC6-5-2	0.95 ~ 1.05	3.80 ~ 4.50	4.70 ~ 5.20	6.00 ~ 6.70	1.70 ~ 2.00	
S6-5-3	1.17 ~ 1.27	3.80 ~ 4.50	4.70 ~ 5.20	6.00 ~ 6.70	2.70 ~ 3.20	

续表 13.6-87

钢号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
德国 DIN 标准高速钢（DIN17350—1980）						
S2-10-1-8	1.05～1.12	3.60～4.40	9.00～10.00	1.20～1.80	1.00～1.30	7.50～8.50
S6-5-2-5	0.88～0.96	3.80～4.50	4.70～5.20	6.00～6.70	1.70～2.00	4.50～5.00
S7-4-2-5	1.05～1.15	3.80～4.50	3.60～4.00	6.60～7.10	1.70～1.90	4.80～5.20
S10-4-3-10	1.20～1.35	3.80～4.50	3.20～3.90	9.00～10.00	3.00～3.50	9.50～10.50
S12-1-4-5	1.30～1.45	3.80～4.50	0.70～1.00	11.50～12.50	3.50～4.00	4.50～5.00
S18-1-2-5	0.75～0.83	3.80～4.50	0.50～0.80	17.50～18.50	1.40～1.70	4.50～5.00
瑞典 SIS 标准高速钢						
2715	0.87～0.95	3.50～4.50	4.50～5.20	1.40～2.00	1.10～1.50	
2716	1.05～1.20	3.50～4.50	9.00～10.00	1.30～1.90	0.90～1.40	7.50～8.50
2722	0.82～0.90	3.50～4.50	4.50～5.50	6.00～7.00	1.70～2.10	
2723	0.85～0.95	3.50～4.50	4.50～5.50	6.00～7.00	1.70～2.10	4.50～5.50
(2724)	0.82～0.92	3.50～4.50	2.80～3.60	6.00～7.00	1.80～2.20	
2725	1.23～1.33	3.50～4.50	4.60～5.30	5.80～6.80	2.70～3.20	
2726	1.23～1.33	3.50～4.50	4.60～5.30	5.80～6.80	2.70～3.20	8.00～9.00
2727	2.20～2.40	3.50～4.50	6.70～7.30	6.20～6.80	6.30～6.70	10.00～11.00
(2736)	1.20～1.30	3.50～4.50	3.20～3.90	8.50～9.50	3.00～3.50	8.50～9.50
2737	1.35～1.45	3.70～4.40	3.40～3.80	8.40～9.10	3.20～3.60	10.50～11.50
2752	0.75～0.82	4.00～5.00	0.90～1.60	17.50～19.50	1.30～1.90	2.00～3.00
2782	0.96～1.04	3.50～4.50	8.20～9.20	1.50～2.20	1.90～2.20	
前苏联 ГОСТ 标准高速钢（ГОСТ 19265—1973）						
11Р3АМ3Ф2	1.02～1.12	3.80～4.40	2.50～3.00	2.50～3.30	2.30～2.70	N0.05～0.10 Nb0.05～0.20
Р6М5	0.82～0.90	3.80～4.40	4.80～5.30	5.50～6.50	1.70～2.10	
Р6АМ5	0.82～0.90	3.80～4.40	4.80～5.30	5.50～6.50	1.70～2.10	N0.05～0.10
Р6АМ5Ф3	0.95～1.05	3.80～4.40	4.80～5.30	5.70～6.70	2.30～2.70	N0.05～0.10
Р12Ф3	0.95～1.05	3.80～4.30	≤1.00	12.00～13.00	2.50～3.00	
Р18	0.73～0.83	3.80～4.40	≤1.00	17.00～18.50	1.00～1.40	
Р2АМ9К5	1.00～1.10	3.80～4.40	8.00～9.00	1.50～2.00	1.70～2.10	4.70～5.20 N0.05～0.10 Nb0.05～0.30
Р6М5К5	0.86～0.94	3.80～4.30	4.80～5.30	5.70～6.70	1.70～2.10	4.70～5.20
Р9К5	0.90～1.00	3.80～4.40	≤1.00	9.00～10.00	2.30～2.70	5.00～6.00
Р9М4К8	1.00～1.10	3.00～3.60	3.80～4.30	8.50～9.50	2.30～2.70	7.50～8.50
Р18К5Ф2	0.85～0.95	3.80～4.40	≤1.00	17.00～18.00	1.80～2.20	4.70～5.20
日本 JIS 标准高速钢（JIS G4403—2000）						
SKH2	0.73～0.83	3.80～4.50		17.20～18.70	1.00～1.20	
SKH3	0.73～0.83	3.80～4.50		17.00～19.00	0.80～1.20	4.50～5.50
SKH4	0.73～0.83	3.80～4.50		17.00～19.00	1.00～1.50	9.00～11.00
SKH10	1.45～1.60	3.80～4.50		11.50～13.50	4.20～5.20	4.20～5.20
SKH40	1.23～1.33	3.80～4.50	4.70～5.30	5.70～6.70	2.70～3.20	8.00～8.80

续表 13.6-87

钢　号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
日本 JIS 标准高速钢（JIS G4403—2000）						
SKH50	0.77～0.87	3.50～4.50	8.00～9.00	1.40～2.00	1.00～1.40	
SKH51	0.80～0.88	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	1.70～2.10	
SKH52	1.00～1.10	3.80～4.50	5.50～6.50	5.50～6.50	2.30～2.60	
SKH53	1.10～1.25	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	2.70～3.20	
SKH54	1.25～1.40	3.80～4.50	4.20～5.00	5.20～6.00	3.70～4.20	
SKH55	0.87～0.95	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	1.70～2.10	4.50～5.00
SKH56	0.85～0.95	3.80～4.50	4.70～5.20	5.90～6.70	1.70～2.10	7.00～9.00
SKH57	1.20～1.35	3.80～4.50	3.20～3.90	9.00～10.00	3.00～3.50	9.50～10.50
SKH58	0.95～1.05	3.50～4.50	8.20～9.20	1.50～2.10	1.70～2.20	
SKH59	1.05～1.15	3.50～4.50	9.00～10.00	1.20～1.90	0.90～1.30	7.50～8.50
英国 BS 标准高速钢（BS 4659—1989）						
BM1	0.75～0.85	3.75～4.50	8.00～9.00	1.00～2.00	1.00～1.25	≤1.00
BM2	0.82～0.92	3.75～4.50	4.75～5.50	6.00～6.75	1.75～2.05	≤1.00
BM4	1.25～1.40	3.75～4.50	4.25～5.00	5.75～6.50	3.75～4.25	≤1.00
BM15	1.45～1.60	4.50～5.00	2.75～3.25	6.25～7.00	4.75～5.25	4.50～5.50
BM35	0.85～0.95	3.75～4.50	4.75～5.25	6.00～6.75	1.75～2.05	4.60～5.20
BM42	1.00～1.10	3.50～4.25	9.00～10.00	1.00～2.00	1.00～1.30	7.50～8.50
BT1	0.70～0.80	3.75～4.50	≤0.70	17.50～18.50	1.00～1.25	≤0.60
BT4	0.70～0.80	3.75～4.50	≤1.00	17.50～18.50	1.00～1.25	4.50～5.50
BT5	0.75～0.85	3.75～4.50	≤1.00	18.50～19.50	1.75～2.05	9.00～10.00
BT6	0.75～0.85	3.75～4.50	≤1.00	20.00～21.00	1.25～1.75	11.25～12.25
BT15	1.40～1.60	4.25～5.00	≤1.00	12.00～13.00	4.75～5.25	4.50～5.50
BT21	0.60～0.70	3.50～4.20	≤0.70	13.50～14.50	0.45～0.60	≤1.00
BT42	1.25～1.40	3.75～4.50	2.75～3.50	8.50～9.50	2.75～3.25	9.00～10.00
法国 NF 标准高速钢（NF A 35—590—1992）						
HS6-5-4-2	0.67～0.73	4.00～4.50	4.70～5.20	5.50～6.40	1.80～2.10	
HS18-0-1	0.72～0.80	3.50～4.50	—	17.20～18.70	1.00～1.30	
HS6-5-2	0.80～0.87	3.50～4.50	4.60～5.30	5.70～6.70	1.70～2.20	
HS6-5-2HC	0.88～0.96	3.50～4.50	4.60～5.30	5.70～6.70	1.70～2.20	
HS2-9-1	0.80～0.88	3.50～4.50	8.00～9.00	1.40～2.00	1.00～1.50	
HS2-9-2	0.95～1.05	3.50～4.50	8.20～9.20	1.50～2.10	1.70～2.20	
HS6-5-3	1.15～1.25	3.50～4.50	4.60～5.30	5.70～6.70	2.70～3.20	
HS6-5-4	1.25～1.40	4.00～5.00	4.20～5.00	5.00～6.00	3.60～4.20	
HS18-1-1-5	0.77～0.85	3.50～4.50	0.70～1.00	17.20～18.70	1.10～1.60	4.50～5.20
HS18-0-2-9	0.73～0.80	3.50～4.50	—	17.20～18.70	1.30～1.80	9.00～9.50
HS6-5-2-5	0.80～0.87	3.50～4.50	4.60～5.30	5.70～6.70	1.70～2.20	4.50～5.20
HS6-5-2-5HC	0.88～0.96	3.50～4.50	4.60～5.30	5.70～6.70	1.70～2.20	4.50～5.20
HS7-4-2-5	1.05～1.15	3.50～4.50	3.50～4.20	6.40～7.40	1.70～2.20	4.70～5.20
HS2-9-1-8	1.05～1.15	3.50～4.50	9.00～10.00	1.30～1.90	1.00～1.30	7.50～8.50
HS10-4-3-10	1.20～1.35	3.50～4.50	3.20～3.90	9.00～10.00	3.00～3.50	9.50～10.50
HS7-6-3-12	1.20～1.35	3.50～4.50	6.00～6.50	6.75～7.75	3.00～3.50	11.25～12.25
HS12-1-5-5	1.50～1.65	4.00～4.50	0.70～1.00	11.50～13.00	4.75～5.35	4.50～5.20

续表 13.6-87

意大利 UNI 标准高速钢（UNI2955—1982）						
钢号	主要化学成分（质量分数）/%					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
HS1-8-1	0.77 ~ 0.87	3.50 ~ 4.50	8.00 ~ 9.00	1.40 ~ 2.00	0.90 ~ 1.40	≤1.00
HS2-9-1-8	1.05 ~ 1.20	3.50 ~ 4.50	9.00 ~ 10.00	1.30 ~ 1.90	0.90 ~ 1.40	7.50 ~ 8.50
HS2-9-2	0.95 ~ 1.05	3.50 ~ 4.50	8.20 ~ 9.20	1.50 ~ 2.10	1.70 ~ 2.20	≤1.00
HS3-3-2	0.95 ~ 1.03	3.80 ~ 4.50	2.50 ~ 2.80	2.70 ~ 3.00	2.20 ~ 2.50	≤1.00
HS6-5-2	0.82 ~ 0.92	3.50 ~ 4.50	4.60 ~ 5.30	5.70 ~ 6.70	1.70 ~ 2.20	≤1.00
HS6-5-2-5	0.85 ~ 0.95	3.50 ~ 4.50	4.60 ~ 5.30	5.70 ~ 6.70	1.70 ~ 2.20	4.70 ~ 5.20
HS6-5-3	1.15 ~ 1.30	3.50 ~ 4.50	4.60 ~ 5.30	5.50 ~ 6.50	2.70 ~ 3.20	≤1.00
HS7-4-2-5	1.05 ~ 1.20	3.50 ~ 4.50	3.50 ~ 4.20	6.40 ~ 7.40	1.70 ~ 2.20	4.70 ~ 5.20
HS10-4-3-10	1.20 ~ 1.35	3.50 ~ 4.50	3.20 ~ 3.90	9.00 ~ 10.50	3.00 ~ 3.50	9.50 ~ 10.50
HS12-1-5-5	1.40 ~ 1.55	3.50 ~ 4.50	0.70 ~ 1.00	11.50 ~ 13.00	4.50 ~ 5.55	4.70 ~ 5.20
HS18-0-1	0.73 ~ 0.83	3.50 ~ 4.50	≤1.00	17.20 ~ 18.70	0.90 ~ 1.20	≤1.00
HS18-0-1-10	0.75 ~ 0.85	3.50 ~ 4.50	≤1.00	17.20 ~ 18.70	1.30 ~ 1.90	9.50 ~ 10.50
HS18-1-1-5	0.75 ~ 0.85	3.50 ~ 4.50	0.70 ~ 1.00	17.20 ~ 18.70	1.10 ~ 1.60	4.50 ~ 5.20
HSC6-5-3	1.00 ~ 1.12	3.50 ~ 4.50	4.60 ~ 5.30	5.70 ~ 6.70	2.20 ~ 2.70	

10 热处理加热用盐浴的成分、配比、特点和用途

为了便于选用，将热处理加热用盐浴的成分、配比、特点和用途列表 13.6-88。

表 13.6-88 热处理加热用盐浴的成分、配比、特点和用途

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃	特点	用途
低温盐浴	20NaOH + 80KOH，另加 $6H_2O$	130	150 ~ 250	1）$NaNO_3$ - KNO_3 盐浴应用最为普遍，但易使钢件氧化侵蚀，高温易分解 2）$NaNO_2$ - KNO_3 盐浴以摩尔比 1:1 使用最多、熔点 150 ~ 400℃，在 425℃以上钢件易受氧化侵蚀 3）硝盐浴中混入油脂，氰化物、炭粉易爆炸，非常危险 4）含苛性碱 NaOH，KOH 的新浴在 500℃以上引起工件严重氧化，随时间推移，逐渐减弱	1）铝合金固溶及时效 2）结构钢，工模具钢回火 3）工模具钢，球墨铸铁等温及分级淬火
	35NaOH + 65KOH	155	170 ~ 250		
	$45NaNO_3 + 27.5NaNO_2 + 27.5KNO_3$	120	240 ~ 260		
	37NaOH + 63KOH	159	180 ~ 350		
	$60NaOH + 15NaNO_3 + 15NaNO_2 + 10Na_3PO_4$	280	380 ~ 500		
	$95NaNO_3 + 5Na_2CO_3$	304	380 ~ 520		
	$25KNO_3 + 75NaNO_3$	240	380 ~ 540		
	$75NaOH + 25NaCO_3$	280	420 ~ 540		
	$50NaNO_3 + 50KNO_2$	143	160 ~ 550		
	$50KNO_3 + 50NaNO_3$	220	280 ~ 550		
	$50NaNO_2 + 50KNO_3$	225	280 ~ 550		
	$100NaNO_3$	271	300 ~ 550		
	$100KNO_3$	337	350 ~ 550		
	$100NaNO_2$	317	325 ~ 550		
	$25NaNO_2 + 25NaNO_3 + 50KNO_3$	175	205 ~ 600		
	$50NaNO_3 + 50NaNO_2$	205	260 ~ 600		
	100KOH	360	400 ~ 650		
	100NaOH	322	350 ~ 700		
	60NaOH + 40NaCl	450	500 ~ 700		

续表 13.6-88

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃	特　点	用　途
中温盐浴	$44NaCl + 56MgCl_2$	430	480 ~ 780	1）$BaCl_2 - KCl$ 盐浴以摩尔比 2:3（质量比 67.2% $BaCl_2$ + 32.8% KCl）最稳定 2）$BaCl_2 - NaCl$ 盐浴很稳定，钢件易产生点蚀，油淬火后表面盐难清除、以摩尔比 2:3（质量百分比 70% BaCl + 30NaCl）盐使用最广 3）$BaCl_2 - CaCl_2$ 浴流动性好，在大气中放置会大量吸收水分，重新加热盐易劣化 4）$CaCl_2 - NaCl$ 浴流动性好，吸湿，工件易生锈 5）$BaCl_2 - NaCl - KCl$ 盐浴性质与 $BaCl_2 - NaCl$ 和 $BaCl_2 - KCl$ 无大差别，但可消除点蚀	1）结构钢，碳素工具钢、合金工具钢淬火加热 2）高速钢预热，回火，等温淬火 3）钢铁和非铁金属钎焊
	$21NaCl + 31BaCl_2 + 48CaCl_2$	435	480 ~ 780		
	$27.5NaCl + 72.5CaCl_2$	500	550 ~ 800		
	$50KCl + 50Na_2CO_3$	560	590 ~ 820		
	$33.7NaCl + 66.3LiCl$	552	570 ~ 850		
	$20NaCl + 30KCl + 50BaCl_2$	560	580 ~ 850		
	$45KCl + 45Na_2CO_3 + 10NaCl$	590	630 ~ 850		
	$10NaCl + 45KCl + 45Na_2CO_3$	595	630 ~ 850		
	$50BaCl_2 + 50CaCl_2$	595	630 ~ 850		
	$50KCl + 20NaCl + 30CaCl_2$	530	560 ~ 870		
	$34NaCl + 33BaCl_2 + 33CaCl_2$	570	600 ~ 870		
	$73.5KCl_2 + 26.5CaCl_2$	600	630 ~ 870		
	$40.6BaCl_2 + 59.2Na_2CO_3$	606	630 ~ 870		
	$22.5NaCl + 77.5BaCl_2$	635	665 ~ 870		
	$50BaCl_2 + 20NaCl + 30KCl$	560	580 ~ 880		
	$83.7BaCl_2 + 16.3Na_2CO_3$	640	680 ~ 880		
	$55NaCl + 45BaCl_2$	540	570 ~ 900		
	$50NaCl + 50Na_2CO_3$（K_2CO_3）	560	590 ~ 900		
	$35NaCl + 65Na_2CO_3$	620	650 ~ 900		
	$67.2BaCl_2 + 32.8KCl$	646	670 ~ 900		
	$44NaCl + 56KCl$	607	720 ~ 900		
	$50BaCl_2 + 50NaCl$	600	650 ~ 1 000		
	$50BaCl_2 + 50KCl$	640	670 ~ 1 000		
	$50NaCl + 50KCl$	670	720 ~ 1 000		
	$78 \sim 80BaCl_2 + 30 \sim 20NaCl$	~ 700	750 ~ 1 000		
	$80 \sim 90BaCl_2 + 20 \sim 10NaCl$	~ 760	820 ~ 1 090		
	$100Na_2CO_3$	852	900 ~ 1 000		
	100KCl	772	800 ~ 1 000		
	100NaCl	810	850 ~ 1 100		
	$5NaCl + 9KCl + 86Na_2B_4O_7$	640	900 ~ 1 100		
	$27.5KCl + 72.5Na_2B_4O_7$	660	900 ~ 1 100		
	$14NaCl + 86Na_2B_4O_7$	710	900 ~ 1 100		
	$90BaCl_2 + 10NaCl$	~ 870	950 ~ 1 100		

续表 13.6-88

类别	盐浴成分及配比/%	熔点/℃	使用温度/℃	特 点	用 途
高温盐浴	$100BaCl_2$	960	1 000 ~ 1 350	1）$BaCl_2$ 单盐高温易蒸发氧化变质快 2）添加高熔点氟盐可减少蒸发，但侵蚀金属和炉衬 3）硼砂盐浴防氧化脱碳作用不明显，且难熔化，盐浴黏性大，附在工件上不易清除，故很少用于一般加热，主要用做渗硼、渗金属的基盐	1）高速钢淬火加热 2）高强度不锈钢固溶处理 3）高温钎焊
	$95BaCl_2 + 5NaCl$	850	1 000 ~ 1 350		
	$70BaCl_2 + 30Na_2B_4O_7$	940	1 050 ~ 1 350		
	$95 \sim 97BaCl_2 + 5 \sim 3MgF_2$	940 ~ 950	1 050 ~ 1 350		
	$50BaCl_2 + 39NaCl + 8Na_2B_4O_7 + 3MgO$	—	780 ~ 1 350		

编写：罗迪（钢铁研究总院）

第7章 不 锈 钢

不锈钢是铬含量大于10.5%（质量分数），且具有不锈性和耐酸性能的一系列铁基合金的统称。在工业产品中钢中的最低铬含量大约在11%（质量分数）。通常对在无污染大气、水蒸气和淡水等腐蚀性较弱的介质中不锈和耐腐蚀的钢种称不锈钢；对在酸、碱、盐等腐蚀性强烈的环境中具有耐蚀性的钢种称耐酸钢。两者合金成分上的差异导致了其耐蚀性不同，前者合金化程度低，不耐酸，仅具有不锈性，后者合金化程度高且具有除铬外的其他元素复合合金化，既具有不锈性又具有耐酸性。

能使钢产生不锈性的合金元素有铬、硅和铝，但至目前为止，具有工业实用价值的仅仅是铬。国内外的冶金工作者均曾试图开发节铬和无铬不锈钢，至今为止在不锈耐蚀领域尚未获得成功。不锈钢的不锈性和耐蚀性是相对的，钢的不锈性是相对于普通钢的锈蚀而言。早期大量的试验结果表明，钢在大气、水等弱腐蚀性介质和硝酸等氧化性介质中，其耐蚀性随钢中的铬含量增加而增加，当钢中的铬含量达到一定数值后，钢的耐蚀性发生突变，钢从易生锈到不生锈，钢的腐蚀速度急剧下降，随铬含量进一步增加，钢的腐蚀速率基本上维持在一个稳定值。具有不锈性和耐蚀性的临界铬含量视其试验环境和钢中其他合金元素不同而变动。不锈钢不锈性的本质是在外界环境的作用下在其表面上形成一层看不见的致密的完整的富铬氧化膜，这种紧密黏附的富铬氧化膜防止钢进一步腐蚀，如果表层一旦损坏，裸露的表面将会和大气或和所接触环境中的氧进行反应使之保护膜得到修复，继续起保护作用。在酸、碱、盐等强腐蚀介质中，钢的耐蚀性除了和钢中铬相关外，必须采取钼、钨、铜、硅等复合合金化手段，提高钢的热力学稳定性以期取得提高钢的耐蚀性的效果。

从不锈钢问世至今将近一个世纪，在20世纪初，正值冶金学领域各项发明最繁盛时期，基于对铬在钢中作用的认识的不断深入，冶金学家发明了不锈钢，结束了钢必然生锈的时代，这是冶金史上一项重大成就。不锈钢的发现和发展几乎是同时出现于欧洲几个国家，1904～1906年吉耶（W. Guilet）在法国首先对Fe-Cr-Ni合金的冶金学和力学性能进行了开创性的基础冶金研究；1909～1911年波特万（A. Portevin）在法国，1907～1909年吉森（W. Gissen）在英国分别发现了Fe-Cr和Fe-Cr-Ni合金的耐蚀性并完成了吉耶的研究工作；1908～1911年蒙纳尔茨（P. Monnartz）在德国揭示了钢的耐蚀性原理并提出了钝化概念，如临界铬含量、碳的作用、钼的影响等。这些早期研究涵盖了当今按组织结构分类的所有不锈钢类型。随后在欧洲和美国，钢的不锈性的实用价值被确认，工业不锈钢牌号相继问世。1912～1914年布里尔利（H. Brearley）发明了含质量分数为12%～13%Cr的马氏体不锈钢并获得专利；1911～1914年，F. Becket和C. Dantsijzen在美国发明了含质量分数为14%～16%Cr，0.07%～0.15%C的铁素体不锈钢；1912～1914年E. Maurer和B. Strauss在德国发明了含质量分数为<1%C，15%～20%Cr，<20%Ni的奥氏体不锈钢，在此基础上，B. Strauss在1929年取得低碳（质量分数为0.1%C，18%Cr，8%Ni）Cr-Ni奥氏体不锈钢的专利权，即著名的18-8型不锈钢。为了解决18-8型奥氏体不锈钢的晶间腐蚀，德国的E. Houdreuot于1931年发明了含钛的18-8型不锈钢。在此时期还发明了铁素体-奥氏体双相不锈钢并提出超低碳不锈钢的概念（碳的质量分数≤0.03%）。尽管早在1934年美国Folog获得了沉淀硬化不锈钢专利，但直到1945年美国钢公司（U. S. Steel）才成功的生产了Stainless W.，此时高强不锈钢的工业生产和应用才真正开始。1946年美国的R. Smithetal研制成功马氏体沉淀硬化型不锈钢17-4pH，随后半奥氏体沉淀硬化不锈钢17-7pH和pH15-7Mo相继问世。至此，延续至今的马氏体、铁素体、奥氏体、α+γ双相以及沉淀硬化型等5类不锈钢已全部诞生。自20世纪40年代中期以后，随着化学加工工业的发展，特别是核燃料工业的兴起和新式武器装备的需求，极大的刺激了不锈钢的研究和开发，不过这些新型不锈钢均未脱离5类不锈钢的范围，例如相继问世的硝酸级、尿素级、核级、高钼、高硅奥氏体不锈钢，高氮不锈钢以及超级双相不锈钢、超级铁素不锈钢、超级奥氏体不锈钢、马氏体时效不锈钢等。在庞大的不锈钢家族中，已有标准钢号百余种，非标准钢号也在百种以上，尽管如此生产量大且应用广泛的牌号也仅十几个。

(1) 不锈钢的分类

不锈钢是钢铁材料中最复杂的钢类，其钢种繁多，性能各异，为便于生产管理和选择应用，常常将其进行分类。常见的分类方法包括按钢的组织结构分类、按钢的性能特点和用途分类、按钢的功能特点分类、按钢中的主要化学成分或一些特征元素分类等。目前已被广泛接受和使用的是以钢的组织结构为主要依据的分类方法，即将不锈钢分成马氏体、铁素体、奥氏体、奥氏体+铁素体双相和沉淀硬化不锈钢5种类型。前4类按钢的最终组织结构确定，后者以使用的热处理方式命名。

钢的最终组织结构由钢中的镍当量（Ni_{eq}）和铬当量（Cr_{eq}）的比例所控制，可按各合金元素形成γ相和α相的能力，将其换算成镍当量和铬当量，利用Schaeffler图或改进的Scheaffler图判断钢的组织结构，如图13.7-1和图13.7-2所示。

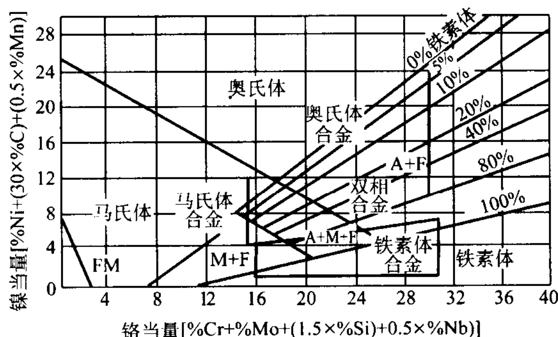


图13.7-1 不锈钢的Schaeffler组织图

对于碳含量较高的Cr-Ni-Mn-N钢可利用Speidel和Vggowitzer修正的Schaeffler图判断钢的组织结构和设计新的合金，实践结果已证实此图的准确性见图13.7-3。

(2) 不锈钢的冶金产品、产量和消费量

不锈钢的冶金产品包括板、管、丝、带、棒材、锻件等，几乎复盖全部冶金产品。至目前为止一些工业发达国家已能提供宽度2 m的各类冷轧板、宽度达3 m以上的宽幅热轧中板、300 mm以上的厚板、外径0.1～2 000 mm的无缝管和各种规格焊管、厚度<0.05 mm宽度可达1 000 mm的不锈钢箔、直径小于0.02 mm的超细丝等各类冶金产品。在工业发达国家的不锈钢产品中，板带材约占70%，棒、线、管等长型材约占30%。

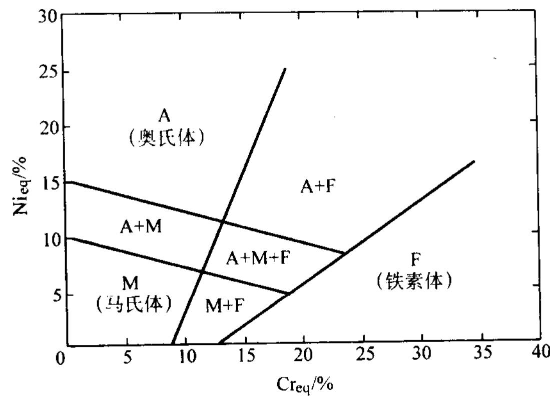


图 13.7-2 锰的质量分数 10% ~ 40% 不锈钢的改进型 Schaeffler 图

Ni_{eq} = %Ni + %Co + 30(%C) + 25(%N) + 0.5(%Mn) + 0.3(%Cu)

Cr_{eq} = %Cr + 2(%Si) + 1.5(%Mo) + 5(%V) + 5.5(%Al) + 1.75(%Nb) + 0.75(%W)

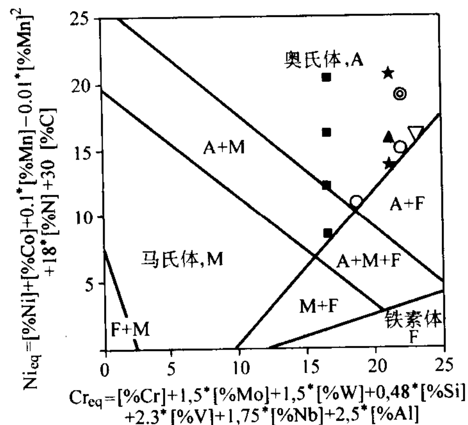


图 13.7-3 高碳 Cr-Ni-Mn-N 钢的组织图

■ FeMnCrNiN (0 ~ 0.4%C)；★ FeMnCrNiMoN (0.1 ~ 0.35%C)；
◎ FeCrMnMoN (0.3%C)；▽ FeCrMnMoN (0.23%C)；
○ FeCrMnMoN (0.2%C)；○ FeCrMnMoN (0.15%C)；
▲ FeCrMnN (0.15%C)

20世纪70年代中期，二次精炼（AOD和VOD）、连铸和热连轧技术陆续引入不锈钢生产，这些先进生产技术的引进，极大的降低了生产成本，致使不锈钢生产技术发生革命性的变化，加之先进冷轧装备的改进以及连续冷连轧，特别是在线连续冷轧、退火、酸洗、无头轧制技术（IRAPL）的成功应用，使不锈钢的产量急剧增加，生产成本大幅下降，应用范围更加广泛。截止20世纪末，西方工业发达国家和地区的不锈钢粗钢产量已超过了1 600多万吨。如果将俄罗斯、中国及东欧国家的产量计算在内，全世界不锈钢粗钢产量约为1 800万吨，是1950年的18倍。

工业发达国家和全世界不锈钢粗钢产量变化情况见图13.7-4和表13.7-1。

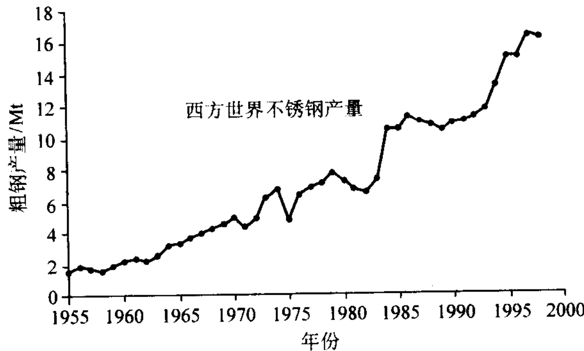


图 13.7-4 发达国家和地区不锈钢粗钢产量

不锈钢的消费是一个国家经济实力和人民生活水平的重要标志之一。全世界不锈钢消费状况见表13.7-2和表13.7-3。从这些数据可知，自1990年开始，中国不锈钢的消费量急剧增长，至2001年，中国不锈钢消费量达到228.2万吨，超过美国、日本，成为世界第一消费大国。2002年中国对于不锈钢的消费量增长势头不减，达到320万吨，这与我国不锈钢的产量相比，已显露出自给不足，只能靠大量进口补充国内需求。

表 13.7-1 1990 ~ 2001 年世界各国不锈钢产量 kt

国家或地区 \ 年份	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001
西欧												
奥地利	49	36	30	26	32	34	36	39	43	45	44	42
比利时	372	360	445	435	520	622	577	625	648	700	714	644
芬兰	226	258	322	371	426	431	462	543	575	598	637	557
法国	797	772	814	786	919	980	972	1 006	1 059	1 116	1 191	1 093
德国	1 146	1 154	1 163	1 194	1 419	1 490	1 280	1 481	1 479	1 495	1 591	1 564
意大利	574	606	645	720	854	1 017	862	1 025	1 096	1 123	1 265	1 288
西班牙	461	454	483	560	652	765	841	960	1 012	1 103	1 128	1 181
瑞典	471	429	483	554	602	618	586	724	746	708	809	789
英国	388	374	388	433	531	548	557	553	450	487	514	496
其他欧洲国家	31	20	10	16	25	42	76	49	53	54	68	76
合计	4 515	4 463	4 783	5 095	5 980	6 547	6 249	7 005	7 161	7 429	7 961	7 730
非洲												
南非	118	120	150	168	181	260	334	439	430	481	532	516

续表 13.7-1

国家或地区 \ 年份	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001
亚洲												
印度	220	265	245	292	400	560	600	480	624	652	700	760
日本	3 130	3 357	3 148	3 213	3 449	3 925	3 891	3 942	3 447	3 379	3 831	3 866
韩国	360	430	489	550	626	704	839	1 113	1 230	1 499	1 562	1 568
中国台湾省	150	157	162	154	265	498	712	814	971	1 161	1 356	1 190
合计	3 860	4 209	4 044	4 209	4 740	5 687	6 042	6 349	6 272	6 691	7 449	7 384
美洲												
巴西	186	190	185	211	239	237	226	236	233	336	389	392
加拿大	145	150	162	185	182	193	185	161	141	152	167	150
美国	1 851	1 708	1 808	1 774	1 835	2 055	1 870	2 161	2 009	2 194	2 196	1 816
合计	2 182	2 048	2 155	2 170	2 256	2 485	2 281	2 558	2 383	2 682	2 752	2 358
总计	10 675	10 840	11 132	11 642	13 157	14 979	14 906	16 351	16 246	17 283	18 694	17 988
奥氏体比率/%	75.0	74.5	74.0	75.0	75.0	76.2	76.0	76.9	75.8	76.4	75.2	75.7
独联体	1 790	1 600	1 260	550	288	200	355	335	280	310	340	235
东欧	140	140	100	100	50	40	37	39	40	40	40	30
中国	240	260	250	319	325	380	270	230	220	300	460	658
世界总计	12 845	12 840	12 742	12 611	13 820	15 599	15 568	16 955	16 786	17 933	19 514	18 911

注：产量是用热轧材产量与90%成材率换算而成。

表 13.7-2 1990～2001年世界GDP和不锈钢人均消费量

国家或地区	GDP/10亿美元			不锈钢消费量/kt			人均GDP/千美元			不锈钢人均消费量/kg		
	1999年	2000年	2001年	1999年	2000年	2001年	1999年	2000年	2001年	1999年	2000年	2001年
日本	4 347	4 750	4 165	1 666	2 105	2 112	34.4	37.4	32.8	13.2	16.6	16.6
美国	9 299	9 873	10 082	2 297	2 330	1 928	34.0	35.1	35.4	8.4	8.3	6.8
德国	2 111	1 878	1 855	1 283	1 483	1 350	25.7	22.9	22.5	15.6	18.1	16.4
法国	1 431	1 298	1 312	505	573	477	24.2	22.0	23.8	8.5	9.7	8.0
英国	1 444	1 430	1 423	313	337	289	24.6	24.0	23.8	8.5	5.7	4.8
加拿大	643	711	705	240	245	220	21.1	23.1	22.3	7.9	8.0	7.0
意大利	1 170	1 077	1 090	1 367	1 527	1 376	20.4	18.7	18.8	23.9	26.6	23.8
西班牙	600	560	584	421	449	431	15.2	14.2	14.6	10.7	11.4	10.8
中国台湾省	296	309	282	850	786	660	13.4	13.9	12.7	38.5	35.2	29.6
韩国	407	457	422	844	880	885	8.7	9.7	8.9	18.0	18.6	18.6
巴西	558	596	504	194	197	243	3.4	3.6	2.8	1.2	1.2	1.4
墨西哥	484	575	618	131	149	110	5.0	5.9	6.1	1.3	1.5	1.1
南非	134	126	113	112	116	130	3.2	2.9	2.7	2.7	2.7	3.1
泰国	124	122	115	132	144	156	2.0	2.0	1.8	2.1	2.3	2.5
中国	991	1 080	1 323	1 663	1 879	2 282	0.8	0.8	1.0	1.3	1.4	1.8
印度	407	475	480	610	660	700	0.4	0.5	0.5	0.6	0.7	0.7
总计	24 445	25 317	25 072	12 629	13 860	13 349	7.1	7.0	7.2	3.7	4.0	3.8

表 13.7-3 1990～2001年世界不锈钢的消费量 kt

国家或地区 \ 年份	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001
西欧												
法国	380	400	408	340	440	518	413	480	511	505	573	477
德国	900	935	975	915	960	1 093	1 061	1 201	1 234	1 283	1 483	1 350
意大利	524	570	609	638	900	1 031	988	1 154	1 320	1 367	1 527	1 376

续表 13.7-3

国家或地区 \ 年份	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001
西班牙	220	200	197	200	150	266	273	330	406	421	449	431
英国	300	255	308	302	330	310	291	301	310	313	337	289
其他欧洲国家	591	615	628	575	750	721	672	761	823	868	1 031	900
合计	2 915	2 975	3 125	2 970	3 530	3 939	3 698	4 227	4 604	4 757	5 400	4 823
亚洲												
日本	1 836	1 985	1 760	1 750	1 837	2 045	2 105	2 142	1 739	1 666	2 105	2 112
美洲												
美国	1 537	1 479	1 612	1 742	1 960	2 015	2 088	2 217	2 255	2 297	2 330	1 928
其他美洲国家	1 980	1 983	2 075	2 228	2 618	3 214	3 287	3 525	3 005	3 778	3 966	3 903
总计	8 268	8 422	8 572	8 690	9 945	11 213	11 178	12 111	11 603	12 498	13 801	12 766
独联体	1 210	1 100	865	380	200	162	158	165	160	180	190	200
东欧	180	140	125	125	90	120	140	154	157	164	180	225
中国	185	325	470	649	631	717	941	1 080	1 391	1 663	1 879	2 282
世界总计	9 843	9 987	10 032	9 844	10 866	12 212	12 417	13 510	13 311	14 505	16 050	15 473

注：1997年后，香港和中国作为一个整体来处理。

表 13.7-4　1990～2001年中国不锈钢板材的消费量　万吨

项目 \ 年份	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	2001
不锈钢材总消费量	26.0	28.0	51.8	65.0	62.4	55.0	74.3	73.0	90.2	155.9	173	225.3
不锈钢板材消费量	14.9	17.0	36.8	50.5	48.7	40.5	54.0	61.1	70.3	131.7	137	195.1
不锈钢板材占总消费量/%	57.0	60.0	71.0	77.7	78.0	74.0	72.7	83.6	77.9	84.4	79.19	86.6
不锈钢冷轧板带消费量	11.0	12.0	20.0	34.0	33.3	24.9	45.9	47.5	49.0	79.8	90.4	129.5
不锈钢冷轧板带占板材消费量/%	74.0	70.0	54.0	67.0	68.4	61.0	85.0	77.7	70.0	60.6	66.0	66.4

表 13.7-5　中国不锈钢冷轧薄板市场最终消费去向　%

用途 \ 年份	1992	1993	1994	1995	1996
装饰管用板材	14.28	10.81	18.15	18.50	16.53
建筑面板	11.90	9.23	9.08	11.89	12.40
卷门料	0	0	0	0	0.62
家用电器	8.04	9.88	9.08	9.25	9.29
车辆用	1.12	1.14	1.27	0.89	1.24
机械用面板	6.76	7.70	8.02	7.94	9.09
桶槽容器	7.61	5.53	6.66	5.81	4.75
橱具用	10.0	8.73	7.93	7.94	7.85
餐具用	28.56	32.11	32.32	29.86	30.17
五金用	10.47	7.68	6.66	7.66	7.23
其他	1.26	7.19	0.92	0.26	0.83

中国不锈钢消费以板材为主，约占不锈钢总消费量的70%以上，2001年达到86.6%，见表13.7-4。由表13.7-5冷轧薄板的终点消费领域可见，拉动中国不锈钢消费急剧增长的是源于建筑装璜以及消费领域的强劲需求。

自20世纪中期以来，不锈钢的钢种和生产技术均得到长足发展，以满足现代加工制造业、高新技术产业和日常消费领域对不锈钢材料的需求。

（1）钢种的发展

1）传统钢种的成分优化和赋予新的性能　典型的18-8型不锈钢将其碳的质量分数控制在0.04%～0.06%之间，使其获得强度和耐蚀性的最佳配合；超低碳奥氏体不锈钢控制残余氮的质量分数在一合理范围（0.08%～0.012%N），使其既具有超低碳奥氏体不锈钢的抗敏化性能，又具有较高碳含量的同类钢种的强度水平，例如304NG、316NG等；Nb+Ti双稳定化铁素体不锈钢；可焊马氏体不锈钢等均是这类钢种发展的典型实例。

2）功能不锈钢和专用不锈钢的发展　突出不锈钢的某项功能性，并且使用性能更加专业化的功能性更强的不锈钢发展较快，覆盖面更加广泛，主要包括：

① 超软不锈钢（加工硬化低的钢种），如加入少量铜的18-8型奥氏体不锈钢。

② 奥氏体稳定化程度更高的无磁不锈钢，如0Cr16Ni14。

③ 无镍高强无磁人体植入用奥氏体不锈钢，此钢种因为无镍，解决了部分群体对镍敏感，产生过敏反应的问题，典型牌号是德国的Marcrofer25-15MON（00Cr15Mn25Mo2NCu），目前已在牙科修复中应用。

④ 抗菌不锈钢，利用铜的抗菌效果，开发了一系列的抗菌不锈钢，其铜含量的多少，依据具有抗菌作用又不降低钢的加工性能为准则。一些典型牌号为日本日新制钢开发的铁素体抗菌不锈钢NSS AM1（00Cr17Cu15），马氏体抗菌不锈钢NSS AM2（3Cr13Cu3），奥氏体抗菌不锈钢NSS AM3（0Cr18Ni9Cu4）等。目前这些牌号已成功应用于厨房设备、食品工业、餐具、洗衣机内筒、食品冷藏车等。与此同时含银抗菌不锈钢也已实用化。

⑤ 尿素级不锈钢，如尿素级00Cr17Ni14Mo2（316UG）、00Cr25Ni22Mo2N（2RE69）。

⑥ 抗咬死不锈钢，如0Cr17Ni9Mn-8Si4N等。

3) 超级不锈钢 所谓超级不锈钢是指与常规的不锈钢比较而言，它的力学性能、耐蚀性能均超过常规不锈钢，当然对钢中的某些合金元素或者提高其含量或者严加限制，在5类不锈钢中均有相对应超级不锈钢钢种，即超级马氏体不锈钢、超级铁素体不锈钢、超级奥氏体不锈钢、超级双相不锈钢和超级沉淀硬化不锈钢。

① 超级奥氏体不锈钢 超级奥氏体不锈钢的概念，大约在20世纪80年代引入，典型的例子是含质量分数为6% Mo的奥氏体不锈钢，如00Cr20Ni18Mo6N（254SMO）、00Cr20Ni24M6N（Al-6XN）、00Cr24Ni22Mo7CuN（654SMO）等。此外，一些高铬含氮的超级奥氏体不锈钢也相继问世，如00Cr33Ni31Mo2CuN（33号合金）、00Cr33Ni32Mo3CuN（Nicrofer 3127HMO）等。

② 超级铁素体不锈钢 超级铁素体不锈钢大约在20世纪60～70年代就已提出，限于当时的生产技术水平，未能大量推广使用。Cr17，Cr26，Cr30型铁素体不锈钢具有优异的耐应力腐蚀性能和高的热传导性能，加之不含贵重金属元素镍，因此极具市场潜力。但这类钢的脆性转变温度在室温以上，焊后韧性下降，低温变脆等缺陷阻挠了它的进一步使用。导致这一缺陷的核心问题是钢中的C，N含量过高，将碳和氮的质量分数总量限制在150×10^{-6}以下，可以极大地改善这种性能，于是诞生了碳和氮的总质量分数小于150×10^{-6}的超级铁素体不锈钢，典型牌号是Cr26Mo1和Cr30Mo2，脆性转变温度可降到0℃以下，尽管如此，在焊接状态下使用仍需对材料截面厚度予以限制。

③ 超级双相不锈钢 双相不锈钢，因其良好的耐应力腐蚀性能和较高的强度已广泛应用于石油化工、化工、造纸等工业部门。最典型的牌号是3RE60，2205等，在我国也已取得成功应用。近年来将PRE指数大于40的一类双相不锈钢称作超级双相不锈钢，如SAF2507（00Cr25Ni7Mo4N），SAFUREX（00Cr29Ni6.6Mo2N），其PRE分别为42和43。就化学成分而言，Cr和N含量显著提高，钢中的氮的质量分数分别为0.3%和0.4%。钢的强度水平明显提高，$\sigma_{p0.2}$分别达到550和650 MPa，是316L的3倍，较2205提高1/3。耐应力腐蚀性能优于SAF2205，904L，Sanicro28。耐点蚀性能接近于6Mo奥氏体不锈钢。

④ 超级马氏体不锈钢 超级马氏体不锈钢是一系列超低碳马氏体不锈钢的统称，其初始概念源于20世纪50年代初的瑞士，当时为改善水轮发电机叶轮的焊接性能，将钢中的碳的质量分数降至0.07%以下，为获得相变的可能性，加入一定量的镍，从而形成了一系列的新合金。此类合金即为超级马氏体钢的雏形，亦称可焊马氏体或软马氏体不锈钢。与传统的马氏体不锈钢（1Cr13、2Cr13、1Cr17Ni2）相比，它们的强度水平高，塑韧性良好，焊接性能得到极大改善。

随着AOD/VOD精炼技术引入不锈钢生产及其广泛应用，超级马氏体不锈钢得到进一步发展并不断扩大其应用范围。钢中的碳的质量分数降至0.03%以下，并根据实际情况，优化钢的成分，形成了一系列的超级马氏体不锈钢，如00Cr13Ni2Mo，00Cr13Ni5Mo等。

近年来，采用加压冶金技术所开发的含氮马氏体不锈钢，其性能也优于传统马氏体不锈钢，也应属于超级马氏体不锈钢的范畴，典型牌号为3Cr15Mo1N。

⑤ 马氏体时效不锈钢 马氏体时效不锈钢是高强不锈钢发展最快的一个钢种系列。由于此类钢具较高的强韧性，高的尺寸稳定化以及热处理简单易行的特点，因此已得到广泛应用，并具有取代半奥氏体沉淀硬化不锈钢之势。

马氏体时效不锈钢的超低碳、高洁净度以及必要的时效元素含量是这类钢化学成分的主要特征。典型牌号为00Cr11Ni10Mo2Al、00Cr11Ni10Mo2TiAl、00Cr13Ni6MoNb、00Cr15Ni6Nb、00Cr12Co12Ni4Mo4Ti等。

4) 高氮不锈钢 高氮不锈钢的界定是依据其在常规条件下，钢中能达到的极限氮含量来确定，钢中的极限氮含量受钢的基体组织和铬、锰等含量所制约。通常，在铁素体基体中氮的质量分数为0.08%，在奥氏体基体中氮的质量分数大于0.4%的一类钢视之为高氮不锈钢。

① 高氮马氏体不锈钢 高氮马氏体不锈钢，多用于耐磨部件。近年来研究较多，典型牌号是CRONIDUR30（3Cr15Mo1N0.3），淬火硬度可达59HRC，达到440C的水平，耐蚀性和韧性优于440C，主要应用于耐蚀工具，不锈耐酸轴承，航空发动机法兰轴承。

② 高氮奥氏体不锈钢 高氮奥氏体不锈钢，前节介绍的6Mo和7Mo超级奥氏体不锈钢均属此类。另外，以铬、锰为主要合金化元素的Cr-Mn-N，Cr-Mn-Ni-N高强无磁耐蚀不锈钢发展很快，工业规模生产的这类钢种，钢中的氮含量w_N已超过0.8%，如护环用Cr18Mn18N0.55，固溶后的屈服强度为600 MPa，冷扩后的屈服强度达到1 250 MPa，是当前大量使用的55Mn18Cr4的替代产品，前者的耐蚀性和韧性超过后者；超导用的无磁高强Cr25Ni15Mn4N0.25，在温度为4 K条件下，屈服强度≥1 200 MPa，$K_{IC}\geq200$ MPa·m$^{1/2}$；海面电缆支撑钢丝绳用Cr19Mn10Ni7Mo3N0.5，冷拔后的屈服强度接近2 000 MPa；耐点蚀和耐缝隙腐蚀的高强，无磁奥氏体不锈钢Cr24Ni17Mn6Mo4N0.5，屈服强度>420 MPa，是316不锈钢的2倍，PRE指数接近50；用于牙科和首饰的高碳、无镍高强奥氏体不锈钢BohlerP558（2Cr17Mn10.5Mo3N0.5），其屈服强度为580 MPa，伸长率达到54%，PRE指数为36，已成功用于医疗和首饰制造。

(2) 不锈钢生产工艺技术的发展

1) 冶炼 冶炼的功能在于提供合格的不锈钢钢水，它是不锈钢生产的首要关键工序。它不仅决定钢的总产量，对钢材的质量和成本、效益将起到决定性影响。自不锈钢工业化生产以来，不锈钢的冶炼技术一直是人们关注的焦点，发生了比较大的变化，至目前为止，已由单一的电炉冶炼的一步法过度到电炉（转炉）加上炉外精炼的二步法完成冶炼作业。与一步法相比，初炼炉（大部分为电炉，少数为带有辅助热源的转炉）仅熔化废钢、高碳铬铁等炉料，提供初炼钢水，然后由AOD或VOD炉对初炼钢水进行吹氧脱碳、脱硫，进一步合金化调整成分和温度、脱气等精炼作业，完成钢水的最终冶炼。在近20多年的时间里，不锈钢的冶炼，绝大部分采用二步法，其中AOD法的生产量约占不锈钢总量的75%。二步法较一步冶炼具有很突出的优点，即大大地提高了生产率，降低了成本，减轻了工人的劳动强度，扩大了品种，提高了钢水质量。但是，二步法冶炼仍存在一些不足，首先是精炼时间还显得过长，AOD约60～90 min，VOD约60～120 min，而连铸机的浇注时间通常小于60 min，生产节奏匹配较难，难以实现多炉连浇。此外，目前大量使用的AOD法还存在氩气耗量大〔（吨钢12～30 m^3（标态）〕，炉衬寿命低（100～200炉）、还原硅铁耗量高（10～15 kg/t），生产超低碳、超低氮不锈钢难度较大，而VOD法尽管不存在AOD法的上述缺点，但对入炉的初炼钢水有严格限制，碳的质量分数一般不能超过0.6%，这样势必对使用高碳铬铁的量受到限制，使冶炼成本增高，同时电炉的脱碳负荷加大，增加了消耗，延长了冶炼时间，进而影响了生产能力，因此生产规模不能过大。

由于二步法工艺的上述不足，在集中AOD和VOD各自优点的基础上，于20世纪80年代中后期形成了三步法不锈钢冶炼工艺。这种工艺的结构是：初炼炉（电炉或转炉）—转炉（MRP-L，其他形式的复吹转炉）—真空吹氧精炼（VOD、RH-KTB、RH-OB）。目前三步法炼钢工艺已得到普遍

应用，一些新建厂多数采用此工艺，一些老企业在技术改造时也将三步法引入工业生产。根据提供初炼钢水的炉型可将三步法工艺分为转炉三步工艺和电炉三步炼钢法。目前国外生产规模较大的不锈钢板带工厂，大部分采用三步炼钢法的冶炼工艺。

不锈钢的冶炼工艺已向电炉熔化废钢→转炉脱碳→真空精炼或者经脱硫、脱磷铁水→初炼转炉→精炼转炉→真空精炼方面发展，20世纪90年代中期新建或改造的不锈钢板带生产厂的冶炼厂绝大多数采用三步炼钢工艺，设计生产能力大约400万吨/年，1996年通过三步炼钢法生产的不锈钢占不锈钢总量比例已达到19.5%。这种冶炼工艺结构还将得到进一步发展。以转炉作为初炼炉，采用液态热金属为原料的转炉三步炼钢法将逐渐占据主导地位。

对于高纯、高均匀性的不锈钢品种，真空冶炼加上电渣或真空自耗提纯冶金技术已广泛用于工业生产。用于高氮不锈钢生产的压力冶金技术已成功用于产品的生产，加压电渣炉的容量已达20 t。

2）连铸　连铸技术自引入不锈钢生产以来，得到高速发展，当前用于不锈钢生产的专用方坯和板坯连铸机已达77台套，用于板、带生产的坯料，除特殊厚度和宽度的板材生产外，全部采用连铸方式生产，连铸比在95%以上。通常连铸坯厚度为200 mm或300 mm，最宽可达2 000 mm。为了保证铸坯的质量，在工艺上不断改进并不断采用新技术，如无氧化浇注、结晶器钢液面控制、电磁搅拌、结晶器振动频率和振幅控制、等离子中间加热技术、防止大包下渣等。

薄板坯连铸铸机具有很多优点，但在不锈钢生产中还未得到广泛应用，薄板坯连铸技术应用不锈钢生产始于1988年的瑞典阿维斯塔，但1999年在与阿维斯塔——谢菲尔德公司交流时，该公司明确表示，在生产卷板时，绝不使用薄板坯，对一火难于成材的超级不锈钢才使用薄板坯。目前薄板坯连铸在意大利克雷蒙那公司（ISP）和美国阿姆柯公司（ConRoll）和纽柯公司（CSP）得到较成功应用，但主要用于生产马氏体不锈钢和铁素体不锈钢（409、439），对于生产高表面质量的奥氏体不锈钢，尚存在难于克服的表面质量问题，因此薄板坯广泛应用不锈钢生产，必须进一步改进以达到铸坯表面适于高质量不锈钢生产的质量水平。

薄带坯连铸（浇注厚度2～16 mm）技术是当前钢铁界积极开发的一项重大、前沿技术。这项技术的核心是取代热轧工序，缩短工艺流程，较使用薄板坯连铸连轧工艺更先进。它可以极大的减少投资和生产成本，据估算，薄带坯连铸工艺吨钢投资较传统工艺节省50%，操作费用减少20%～30%。这些诱人的经济指标促使冶金界予以极大的关注。目前，日本、美国、德国、法国、意大利、韩国、英国、奥地利、澳大利亚等共20多台不同类型的薄带钢连铸机在进行半工业或工业试验。趋于成熟的是双辊薄带连铸机，新日铁光厂和法国于吉诺公司伊斯具格厂已完成工业试验。新日铁光厂已投资110亿日元建设了1台工业生产装置于1996年1月开始启动，现在进行设备调试试运转，其钢包容量60 t，带钢规格为（2～5）mm×（760～1 330）mm，月产能力3.5万吨，产品为304不锈钢。法国于吉诺公司伊斯贝格厂继1995年10月全部浇完92 t钢水（耗时100 min）后，制定了将钢带宽度由865 mm扩大到1 300 mm的改造工程，年能力达到35～40万吨，并拟在印度占吉拉特建设一条不锈钢连铸带坯生产线。

根据目前不锈钢薄带坯连铸的进展情况，预计在2010年前后，这一技术将成为一种成熟技术用于实际生产，在2010年前这段时间，围绕着铸坯质量将对密闭浇注技术、侧封技术、厚度均匀技术等进行攻关和完善，根据铸坯的表面质量情况，对此装备适合生产那些质量水平的钢种和何种质量等级的冷轧不锈钢薄板将作出一些界定，此技术真正用于高质量不锈钢冷轧板生产尚待时间，需解决一系列难题。

3）热轧带卷生产　不锈钢热轧带卷，大部分作为冷轧坯料，一小部分作为商品材供用户直接使用。当前不锈钢热轧带卷生产仍以连轧和改进型炉卷轧机为主，从产量上看连轧机轧制是主导工艺。

不锈钢热轧带钢的连轧工艺的主要特点是采用常规板带连轧机进行不锈钢生产，由于此类型轧机装备先进，普遍采用计算机进行过程和基础自动化控制，现代化连轧机均装备厚度自动控制系统（AGC）以及弯辊和轧辊横移功能以便控制板型，因此热轧卷板质量水平很高。近年来开发的能有效控制板型的CVC、HC、PC轧机也可很好的控制板型。由于连轧机装备水平高、产量高、投资额度较大，在专业化不锈钢厂建设这种轧机是不经济的，国外多半在大型钢铁企业建设，以轧制碳钢为主，兼顾不锈钢、电工钢等特殊钢种。在轧制不锈钢时对生产工艺作些调整，如限制板坯厚度和调高加热温度以及设置保温罩及边部加热装置等。例如德国克虏伯公司的波鸿厂、日本新日铁的室蓝、八幡、大分厂、川崎制铁公司的千叶厂、日新制钢的吴厂、法国的于吉诺公司福斯厂。

炉卷轧机轧制工艺是不锈钢热轧板卷的另一主要工艺。

改进型炉卷轧机较常规的早期炉卷机有较大改进。新改进的炉卷轧机采用液压压下装置及液压AGC厚度控制系统，可对工艺参数设定及厚度自动控制，使其生产的带钢纵向厚度公差达到或接近连轧机的水平±0.05 mm。此外新改进的炉卷大都采用板型控制功能较强的CVC轧机、四辊PC轧机和六辊HC轧机及相应的控制系统，改善了板卷的板型。这些改进，使采用炉卷轧机生产的热轧不锈钢板卷质量基本上可与连轧机生产的产品相当。到目前为止，共建改进型炉卷轧机10多套，多数用于不锈钢热轧带钢生产，例如芬兰奥托托昆普公司和西班牙不锈钢公司的二套炉卷轧机为HCMW六辊轧机、瑞典阿维斯塔、台湾烨联、印度塞雷姆公司为四辊CVC轧机。日金工依浦厂为四辊PC轧机。

4）冷轧工艺技术　不锈钢冷轧板带是不锈钢的最重要产品，当前不锈钢冷轧板、带的生产主要是在多辊轧机上进行，在生产中应用的轧机主要有六辊、八辊、12辊和20辊轧机，为得到高质量冷轧薄板产品，近年来都装备了板型控制系统。六辊、八辊轧机主要用于宽、厚的冷轧板，如ALZ和阿维斯塔——谢菲尔德公司在六辊冷轧机上生产（1.5～6.35）mm×2 000 mm的宽幅冷轧板。薄规格的产品主要在20辊森吉米尔轧机上生产，至今，全世界已有140多台套森吉米尔轧机用于不锈钢生产。关于12辊冷轧机，现已在日新制钢、住友鹿岛厂、川崎千叶厂、中国的宝新厂使用，按日新制钢的说法，此轧机主要用于生产极薄规格、高精密不锈带钢。

不锈钢冷轧带钢生产，主轧机仅是一个主要条件，至关重要的是工艺之间的衔接和配套设施的系统化，如配套热处理酸洗线，进入冷轧前的修磨，成品的平整和矫直等。根据国外的经验，在进入冷轧前，经热处理酸洗的热轧带坯要进行修磨，在冷轧过程中不再进行修磨，这样将带坯表面缺陷在冷轧前处理干净，以确保最终产品的表面质量。

不锈钢冷轧带钢生产的最新发展是无头冷轧技术。MDM（曼内斯曼德马克冶金公司）所发展的IRAPL（The In-Line Cold Rolling，Annealing and Pickling Process）和美国的DRAP（Direct Roll Anneal Pickle）是典型的代表。这种在线冷轧、退火、酸洗不锈钢冷轧带生产工艺是MDM提出的关于不锈钢冷带生产的成本-效益的新概念。与传统工艺比较有下述优点：减少操作成本，减少工厂面积，高度的生产可靠性；节省时间；提高收得率；提高产品质量；减少轧辊磨损。在MDM-IRAPL的概念设计里，首先将热轧不锈钢带进行特殊的预先脱鳞处理，然后直接进入在线多辊串联轧机轧成所需

厚度，在线转送至清洗区进行退火和酸洗，随后送平整机拉伸矫直以及剪切或卷曲。在整个生产过程均为在线进行。这种不锈钢冷轧板带生产的现代化方案已付诸实践，目前已有美国J&L特殊钢公司米德兰厂（1997），法国于吉纳公司尤金伊斯贝格厂（1999）和德国SMS胡金根厂3条生产线投入生产，年产能力约25～28万吨。IRAPL生产线由生产准备、轧制、热处理和精整三部分组成，生产线长度大约380 m。

1 不锈钢中的合金元素及其作用

1.1 不锈钢中的铬及其作用

铬是铁素体形成元素，是使钢获得不锈性的工业可利用的唯一元素。Fe、Cr的原子半径非常接近，分别为0.25 nm和0.256 nm，其电负性也相差无几，分别为1.8和1.6，因此可以形成连续固溶体。Fe、Cr二元相图如图13.7-5和图13.7-6所示。C、N对Fe-Cr相图富铁部分的影响如图13.7-7所示。

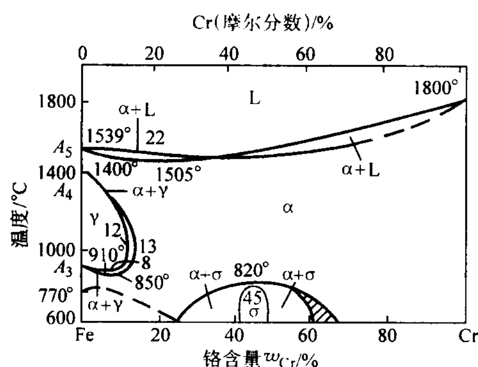


图13.7-5 Fe-Cr二元相图

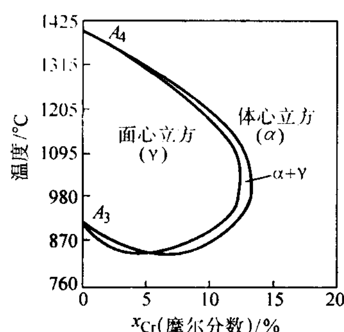


图13.7-6 Fe-Cr系相图的富铁部分

由图13.7-5和图13.7-6可知，铬的加入使纯铁的临界点和组织结构发生了较大的变化。

1）纯铁的熔点（A_5）因铬的加入而降低，当含铬量达到22%时，熔点最低为1 505℃。此后随铬含量的提高，熔点逐渐增加。

2）A_4温度（$\delta \rightleftharpoons \gamma$），纯铁约为1 400℃，随铬含量增加，$A_4$温度下移，当铬的质量分数达到12%～13%时，降至约1 000℃。此时与A_3转变温度相交，形成封闭的γ相区。此后，随铬含量的增加，已不存在δ相向γ相的转变，已完全变成单一的铁素体组织。

3）A_3温度（$\alpha \rightleftharpoons \gamma$），对于纯铁而言，由体心立方结构（α相）向面心立方结构（γ相）的转变温度为910℃，随铬的加入，A_3温度开始下降，当Cr为8%（质量分数）时，此温度降至约850℃，达最小值。此后随铬的继续提高，A_3温度迅速上升，至12%～13%Cr时，A_3接近1 000℃，与

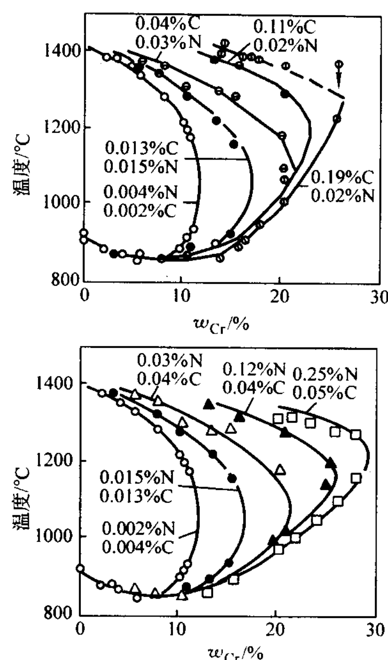


图13.7-7 碳和氮对Fe-Cr系相图α+γ/α相界的影响

A_4交汇。

当铁-铬二元合金中，铬的质量分数超过12%～13%时，既不存在$\delta \rightleftharpoons \gamma$也不存在$\alpha \rightleftharpoons \gamma$的相变过程，成为单一的铁素体（α相）结构。欲使这种相变继续存在，只有加入奥氏体形成元素如C、N、Ni等才能实现，如图13.7-7所示。

4）高铬的Fe-Cr二元合金，在低于820℃时可形成金属间化物σ相。

1.1.1 铬对不锈钢组织结构的影响

1）马氏体不锈钢　马氏体不锈钢，铬与钢中的碳、氮的交互作用使钢在高温时具有稳定的γ相或α+γ相区。铬和碳之间的相互制约关系如图13.7-8和图13.7-9所示。可见，为了使钢在淬火时产生马氏体相变，铬和碳之间存在着一个相互依存关系，碳使γ相区扩大，然而碳的溶解极限却随铬含量的提高而减少。图13.7-9表明，在碳的质量分数为0.6%的Fe-Cr-C合金中，铬的质量分数在高达18%时，在高温下仍为纯奥氏体组织；铬的质量分数在18%～27%，钢的组织为α+γ；铬的质量分数高于27%，钢将成为单一的铁素体组织，不可能产生马氏体相变。因此在Fe-Cr-C马氏体不锈钢中，铬含量受到限制，不可能无限制地提高。

2）铁素体不锈钢　在铁素体不锈钢中，随钢中铬含量的提高，将引起475℃脆性和加速σ相的形成，如图13.7-10～图13.7-12所示。

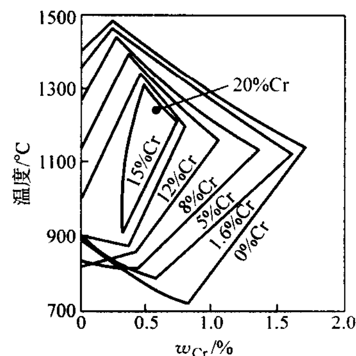


图13.7-8 铬的质量分数对单一奥氏体相区和溶碳极限的影响

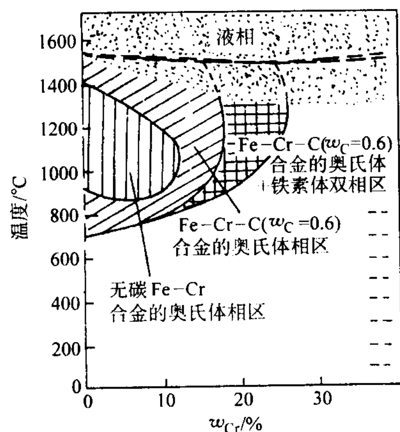


图 13.7-9 铬对碳的质量分数为 0.6%的 Fe-Cr-C 合金组织的影响

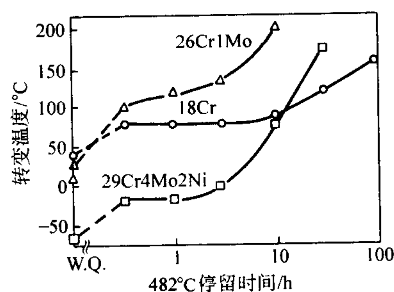


图 13.7-10 断裂形貌的转变温度（FATT）与482℃时效时间的关系

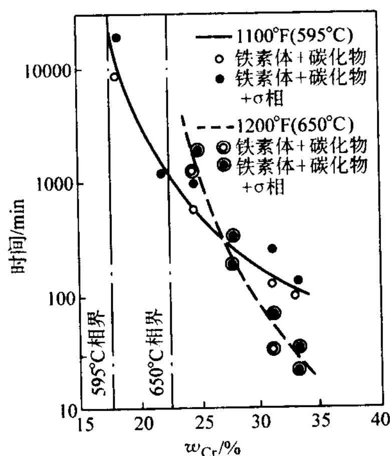


图 13.7-11 铬对 Fe-Cr 合金形成 σ 相的临界时间的影响

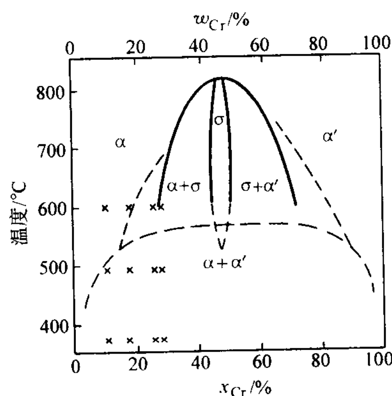


图 13.7-12 低温时的 Fe-Cr 合金相图

3）奥氏体不锈钢 在奥氏体不锈钢中，Cr和Ni的交互作用使钢形成稳定的奥氏体组织。随钢中铬含量的增加，当镍量不足时，钢中将出现铁素体组织（δ、α）。对于含质量分数为0.1%C，18%Cr的钢中，为形成单一奥氏体组织，所需加入的镍量最低（质量分数约8%）。高于或低于质量分数为18%Cr的钢，为形成单一奥氏体组织，应加入钢中的Ni均大于质量分数为8%，如图13.7-13所示。

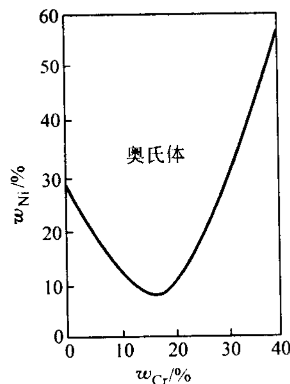


图 13.7-13 为获得稳定奥氏体组织铬对含 0.1%碳的奥氏体不锈钢最低镍含量的影响

Cr-Ni奥氏体不锈钢中当铬的质量分数超过20%时易形成金属间化合物（如σ相），且随铬量的增加，其形成倾向增加，为避免形成有害的σ相，必须增加奥氏体形成元素的加入量，如图13.7-14所示。

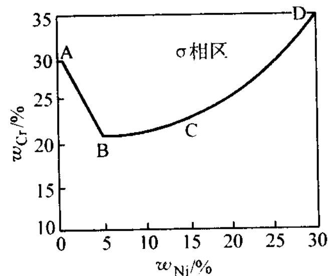


图 13.7-14 含质量分数为 0.1%碳的奥氏体不锈钢中铬镍含量对 σ 相形成倾向的影响

奥氏体不锈钢中的铬可显著降低马氏体转变温度（M_s）和形变诱发马氏体转变温度（M_d30），从而提高奥氏体基体的稳定性。因此，高铬（质量分数>20%）的奥氏体不锈钢即使经冷加工或低温处理也难以获得马氏体组织。

1.1.2 铬对不锈钢力学性能的影响

1）马氏体不锈钢 铬提高Fe-C合金的淬硬性，在低合金钢中已广泛采用。铬的这种作用在于它降低了奥氏体向铁素体和碳化物的转变速度，使C曲线明显右移，从而降低了淬火的临界冷却速度，致使钢的淬硬性增加并可获得空淬效应。在马氏体不锈钢的铬含量范围内，端淬试验结果表明，距水冷端不同距离的硬度未发生明显变化，基本上处于同一水平，如图13.7-15所示。

铬对马氏体不锈钢力学性能的影响比较复杂，在淬火和回火条件下，由于铬的增加使稳定的铁素体数量增加，因此降低了钢的硬度和抗拉强度，如图13.7-16所示。

在退火条件下，对于低碳的Fe-Cr合金，随铬含量的提高，其强度和硬度随之提高，而伸长率稍许下降，图13.7-17的数据验证了这一结果。

2）铁素体不锈钢 铁素体不锈钢的抗拉强度，Cr的质量分数在25%以下的范围内，随铬含量的增加，钢的强度

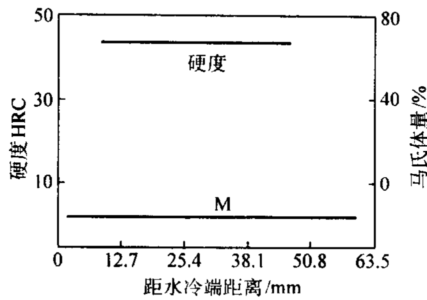


图 13.7-15　410 型马氏体不锈钢端淬曲线

试验用钢（%）：C0.11，Mn0.44，Si0.37，Cr12.8，Ni0.16；奥氏体化温度 981℃；晶粒度 6～7 级

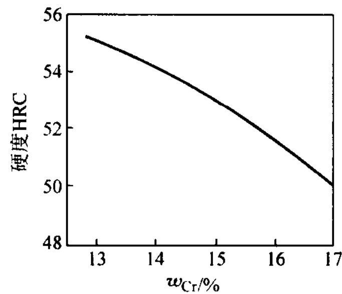


图 13.7-16　铬含量对马氏体不锈钢淬火硬度的影响

钢中含碳 0.53%；经 1 000℃淬火

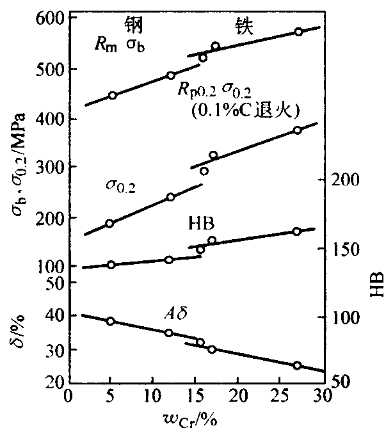


图 13.7-17　铬含量对退火后的 Fe-Cr 合金力学性能的影响

（钢中碳的质量分数为 0.10%）

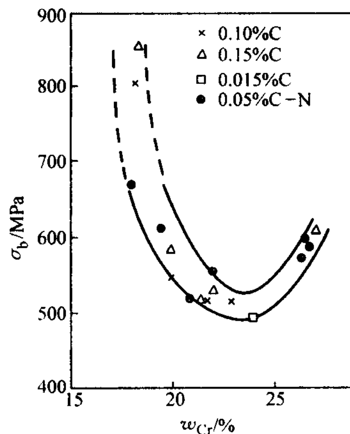


图 13.7-18　钢中铬含量对铁素体不锈钢抗拉强度的影响

下降；当钢中铬的质量分数高于 25%时，随铬含量的增加，钢的抗拉强度稍有提高，如图 13.7-18 所示。一般认为，当铬的质量分数小于 25%时，随铬含量的增加，纯铁素体组织抑制了马氏体的形成，造成强度下降。当铬的质量分数大于 25%时，由于铬的固溶强化作用而使钢的强度有所提高。

铁素体不锈钢的脆性转变温度随钢中铬含量的增加而升高，冲击韧性随铬量增加而下降，如图 13.7-19 和图 13.7-20 所示。

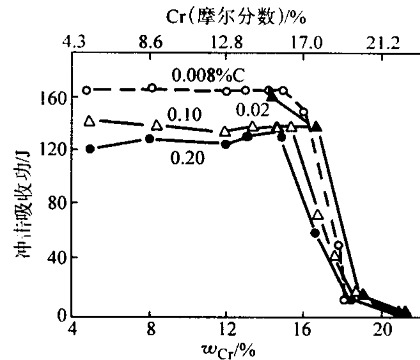


图 13.7-19　铁素体不锈钢中铬、碳含量对钢的冲击吸收功的影响（V 形缺口）

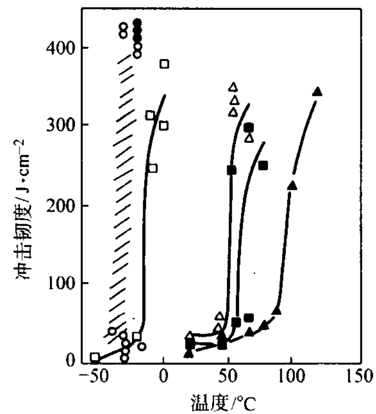


图 13.7-20　钢中铬含量对含 Cr 14%～28%（质量分数）的铁素体不锈钢脆性转变温度的影响

真空冶炼，全尺寸 V 形夏比试样 w_{Cr}为 14%～18%，815℃×1 h，水冷；w_{Cr}为 20%～28%，980℃×1 h 水冷

○ 14Cr-2Mo；● 18Cr-2Mo；□ 20Cr-2Mo；■ 22.5Cr-2Mo；△ 25Cr-2Mo；▲ 28Cr-2Mo

3）奥氏体不锈钢　在单一奥氏体不锈钢中，钢中的铬含量对钢的力学性能不会产生明显影响，当钢中的组织处于不平衡状态下，可能存在铁素体相或在一定受热条件下出现 σ 相，随钢中铬含量的提高，将引起钢的强度提高，塑韧性下降。

铬对奥氏体不锈钢强度的影响与钢的组织结构（δ 铁素体含量）和晶粒尺寸相关，在所有合金元素中，铬对强度的贡献较少，见下述公式：

$$\sigma_{0.2}(\mathrm{MPa}) = 15.4\{4.4 + 23(\mathrm{C}) + 1.3(\mathrm{Si}) + 0.24(\mathrm{Cr}) + 0.94(\mathrm{Mo}) + 1.2(\mathrm{V}) + 0.29(\mathrm{W}) + 2.6(\mathrm{Nb}) + 1.7(\mathrm{Ti}) + 0.82(\mathrm{Al}) + 32(\mathrm{N}) + 0.16(\delta\text{铁素体} + 0.46d^{-1/2}\} \tag{13.7-1}$$

$$\sigma_b(\mathrm{MPa}) = 15.4\{29 + 35(\mathrm{C}) + 55(\mathrm{N}) + 2.4(\mathrm{Si}) + 0.11(\mathrm{Ni}) + 1.2(\mathrm{Mo}) + 5.0(\mathrm{Nb}) + 3.0(\mathrm{Ti}) + 1.2(\mathrm{Al}) + 0.14(\delta\text{铁素体}) + 0.82t^{-1/2}\} \tag{13.7-2}$$

上述公式中，括弧中的合金元素为质量分数；δ 为铁素体百分含量；d 为晶粒直径，mm；t 为孪晶间距，mm。

根据上述公式计算含质量分数为8%～10%Ni的不同铬含量的奥氏体不锈钢的屈服强度与实际结果具有良好的一致性，如图13.7-21所示。

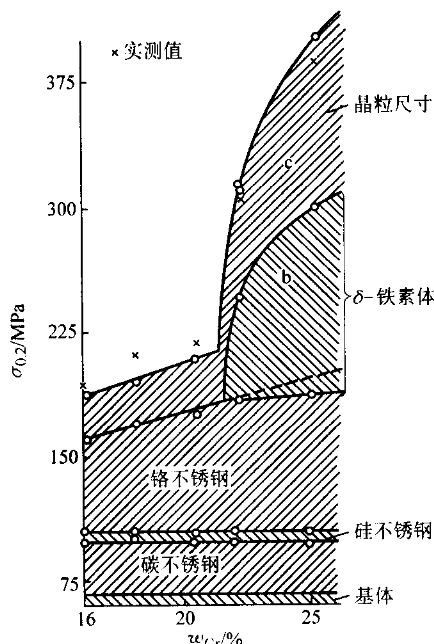


图13.7-21　铬的质量分数对含8%～10% Ni钢屈服强度（$\sigma_{0.2}$）的影响

1.1.3　铬对不锈钢耐蚀性的影响

1）铬对不锈钢均匀腐蚀的影响　铬对Fe-Cr合金耐大气腐蚀的影响结果如图13.7-22所示。在不同类型的大气环境中，引起钢的耐蚀性突变的铬的质量分数约为10.5%，当钢中的铬含量w_{Cr}大于10.5%后，随钢中铬含量继续增加，钢的腐蚀速度处于不变的稳定状态，使钢具有不锈性。

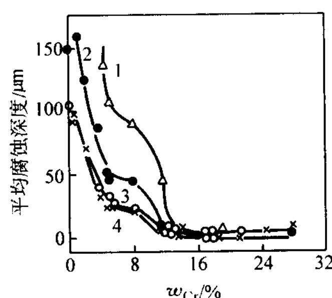


图13.7-22　Cr含量对Fe-Cr合金耐大气腐蚀性能的影响
（8年试验结果）
1—海洋大气（A区）；2—海洋大气（B区）；
3—一般大气；4—工业大气

铬对Fe-Cr合金电化学行为的影响揭示了铬使钢耐蚀性提高的本质，铬加入钢中，使裸露于介质环境的表面生成一种致密、连续、完整的表面膜，即钢的钝化，避免了钢的进一步腐蚀，一些典型的电化学行为与钢中铬的质量分数的关系曲线如图13.7-23～图13.7-25所示。

在10%H_2SO_4中的阳极极化结果表明，随钢中铬含量的增加，曲线向下移，即向低电流密度方向移动，维钝电流变小，腐蚀电位和临界钝化电位向负电位方向移动，合金的钝化区变宽，钢易于钝化，随之耐蚀性提高。

铬与腐蚀电位E_x和临界钝化电位E_p之间的关系表明，在Cr的质量分数10%～13%时，出现由活化态到钝化态的

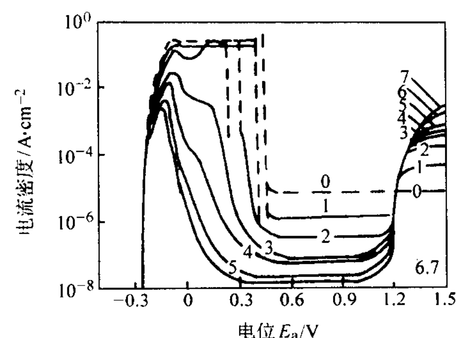


图13.7-23　在10%H_2SO_4中，Fe和Fe-Cr合金的阳极极化曲线
0—10%Fe；1—2.8%Cr；2—6.7%Cr；3—9.5%Cr；
4—12%Cr；5—14%Cr；6—16%Cr；7—18%Cr

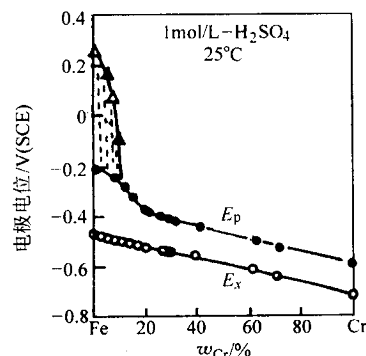


图13.7-24　Fe-Cr合金的腐蚀电位E_x和临界钝化电位E_p与铬含量的关系
（1 mol/L H_2SO_4，25℃）

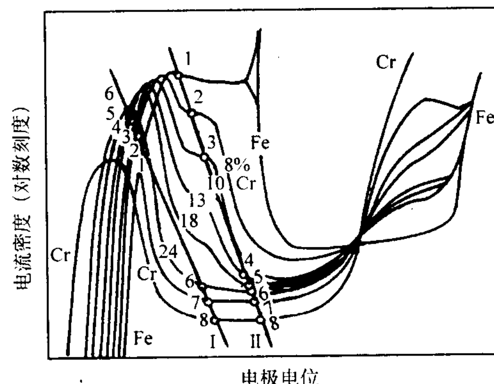


图13.7-25　Fe-Cr合金在10%H_2SO_4或盐酸中（阴极曲线Ⅰ）**和10%硝酸中**（阴极曲线Ⅱ）**的极化图**

过渡阶段，当铬含量超过13%时，合金进入钝化态，合金的腐蚀受维钝电流所控制，随铬量的增加维钝电流I_p逐渐变小，钢愈加耐蚀。

在活性溶解区，由于腐蚀电位随钢中铬含量的增加向负电位方向移动，钢的活性溶解速率（即腐蚀）随钢中的铬含量增加而升高。在图13.7-25中，加入了设想的阴极极化曲线，可以看出，在10%硫酸或盐酸中，除铬含量很高的合金外，阴极、阳极极化曲线均相交于阳极极化曲线的活化溶解段，铬含量愈高，腐蚀电流密度愈大，腐蚀愈加严重。对铬的质量分数约为24%的合金，依腐蚀的具体环境条件而定，若曲线交于活性溶解区，则腐蚀速度甚大，若交于钝化区则腐蚀甚小。当铬的质量分数大于24%时，阴、阳极极化曲线相交于钝化区，此时合金是耐蚀的。在10%硝酸中，当阴、阳极极化曲线交于1、2、3、4点时，随铬含量的提

高腐蚀电流显著变小，腐蚀速度随之减少。当铬的质量分数大于13%时，两者相交于钝化区，则合金处于耐蚀状态，具有稳定的腐蚀速度。

在实际的电化学腐蚀介质中，铬对不锈钢耐蚀性的影响如图13.7-26～图13.7-42所示。铬的影响规律，既与腐蚀介质特性又与钢的组织状态相关。

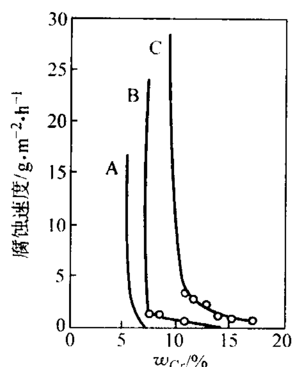


图13.7-26 铬对Fe-Cr合金在稀硝酸（33% HNO_3）中耐蚀性的影响

A 15℃；B 80℃；C 沸腾

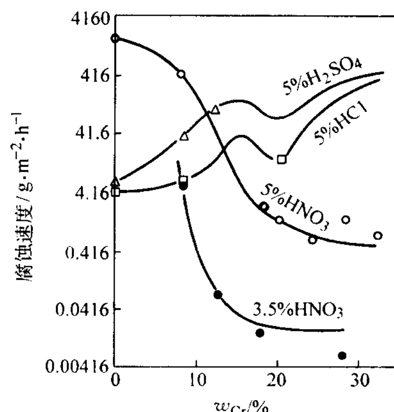


图13.7-27 铬对Fe-Cr合金耐一般腐蚀性能的影响

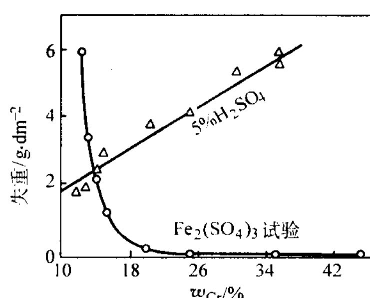


图13.7-28 铬对Fe-Cr合金在 H_2SO_4 和 $Fe_2(SO_4)_3$ 溶液中耐蚀性的影响

50% H_2SO_4 + 25 g/600 mL $Fe_2(SO_4)_3$，沸腾温度

在氧化性介质中，例如在硝酸或者含氧化剂的硫酸中，随钢中的铬含量的提高，耐蚀性急剧增加，具有稳定的耐蚀性的临界铬含量与介质腐蚀程度以及介质温度相关，如图13.7-26所示。对于80℃的稀硝酸，其耐蚀性突变的铬含量为8%，若具有较低的稳定的腐蚀速度，铬的质量分数应大于13%，而在沸腾温度的稀硝酸中，钢中铬含量约在18%时才能得到最佳耐蚀性。在65%沸腾的硝酸中，Cr-Ni奥氏体不锈钢的耐蚀性急剧增加的临界铬的质量分数约为12%，而具有最低稳定的腐蚀速度的最佳铬的质量分数应为18%（图13.7-29）。

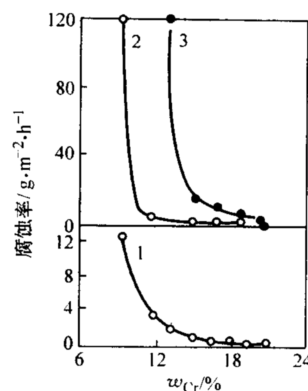


图13.7-29 铬对Fe-10Ni-Cr奥氏体不锈钢耐蚀性的影响

1—65% HNO_3，沸腾；2—H_2SO_4 + $CuSO_4$，沸腾；3—HNO_3 + HF溶液，70℃

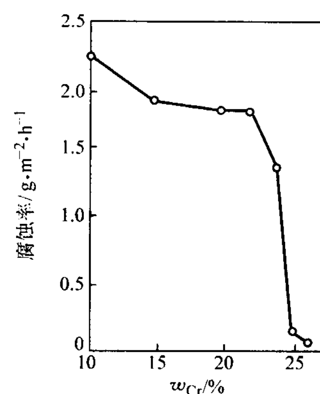


图13.7-30 铬对Fe-35Ni-Cr-3Mo-Cu合金在含 Cl^-，F^- 溶液中耐蚀性的影响

介质：10～20 g/L Cl^-，0.3～1.09 g/L F^-，18～33 g/L Fe^{3+}；温度：85～90℃；时间：370 h

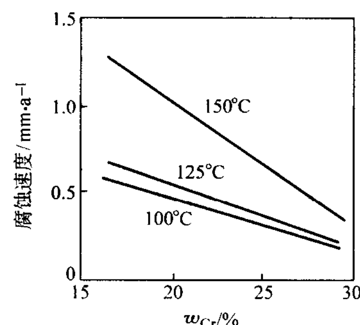


图13.7-31 铬对铬镍奥氏体不锈钢和合金耐浓硫酸（95%）腐蚀性能的影响

在还原性介质中，如在稀硫酸、稀盐酸中，随Fe-Cr合金中铬含量的增加耐蚀性下降，当向还原性介质中加入氧化剂时，随钢中铬含量的提高耐蚀性增加（图13.7-27和图13.7-28）。对于含Mo、Cu的Cr-Ni奥氏体不锈钢，在浓硫酸、稀硫酸、湿法磷酸、尿素工艺介质中，随钢中铬含量的提高，耐蚀性随之提高。

在 H_2S 和湿法磷酸中，铬对Fe-Cr合金耐蚀的影响结果表明，随钢中铬含量的提高耐蚀增加，见表13.7-6和表13.7-7。

2）铬对不锈钢耐点蚀和缝隙腐蚀的影响　点蚀和缝隙腐蚀是不锈钢常遇到的有害腐蚀破坏形式，而对不锈钢点蚀和缝隙腐蚀行为影响的重要因素是合金成分，其中铬、钼、

氮3个元素作用最大。为描述主要合金元素的作用，常以耐点蚀指数（PRE）予以表达，其数学关系式为：

$$PRE = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + X \times \%N \quad (13.7\text{-}3)$$

式中，X 为 10～30，常用系数为 16。

PRE 值越大，钢的耐点蚀性能越好。显然，钢中的铬是不锈钢耐点蚀性能最重要的合金元素之一。

铬对铁素体不锈钢耐点蚀性能的影响见图 13.7-37 和图 13.7-38。铬对铁素体不锈钢耐缝隙腐蚀性能的影响见表 13.7-8。随钢中铬含量的提高，铁素体不锈钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能得到明显改善。

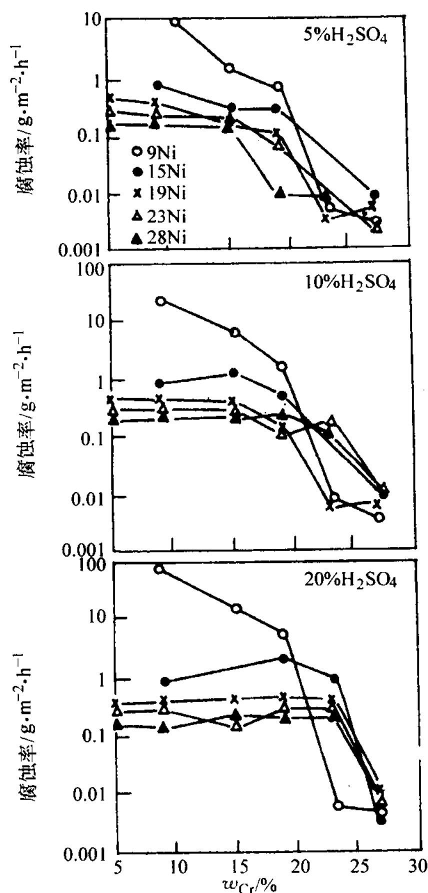


图 13.7-32 含 3%Mo，3%Cu 不同铬镍含量的铬镍奥氏体不锈钢在 80℃稀硫酸中的耐腐蚀性

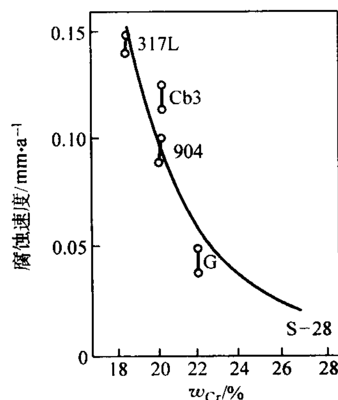


图 13.7-33 铬含量对耐湿法磷酸腐蚀性能的影响

介质：43.4%P_2O_5，1.7%F^-，100×10^{-6}，Cl^-，3.5%SO_4^{2-}，90℃ 317L 00Cr17Ni14Mo3；Cb3 00Cr20Ni34Mo3Cu4Nb；904 00Cr20Ni25Mo4.5Cu；G 00Cr22Ni45Mo6.5Cu；S28 00Cr27Ni31Mo3.5Cu

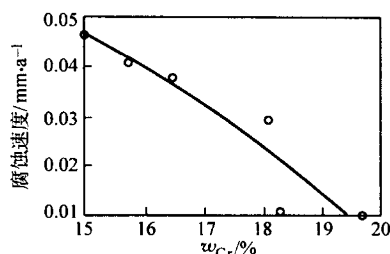


图 13.7-34 铬对在尿素实际生产条件下 00Cr17Ni14Mo2 不锈钢耐蚀性的影响

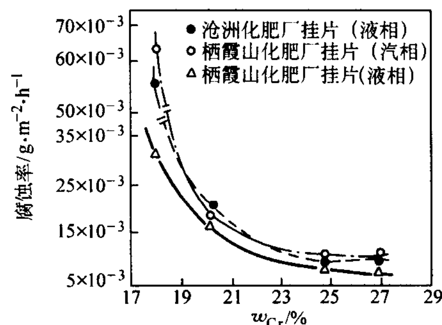


图 13.7-35 铬镍钼奥氏体不锈钢在尿素实际生产条件下（7 000 h 实验）的耐蚀性与铬含量的关系

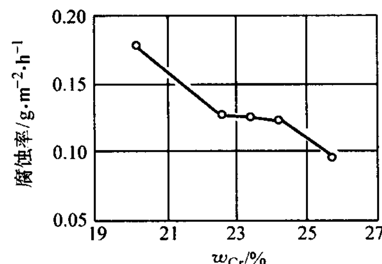


图 13.7-36 铬含量对敏化态 00Cr（20～26）Ni20Nb 耐蚀性的影响

（8 mol/L HNO_3 − 0.42 mol/L Fe^{3+} − 0.83 mol/L SO_4^{2-} − 1.3 mol/L Na^+，沸腾温度）

表 13.7-6 铬对 Fe-Cr 合金在 100%H_2S 中耐蚀性的影响

（1 个大气压，试验时间 120 h）

合金中铬含量/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹	
	344℃	500℃
5	6.10	25.4
9	5.08	17.78
12	3.3	10.16
17	2.29	5.08

表 13.7-7 Cr，Mo 对铁素体不锈钢耐湿法磷酸腐蚀性能的影响① g·m²·h⁻¹

Cr	Mo			
	0%	1%	2%	3%
13%	—	—	>150②	>150②
18%	—	—	>150②	>150②
21%	全部溶解	几乎全部溶解	0.232	0.186
25%	0.089	0.069	0.068	0.067
29%	—	—	0.045	0.043

① 钢中碳和氮的质量分数之和≤0.015%。

② 第一周期（48 h）全浸后的计算值

介质条件：90℃，70% H_3PO_4 + 4% H_2SO_4 + 0.5% $Fe_2(SO_4)_3$ + 0.5%F^- + $60\times10^{-6}Cl^-$。

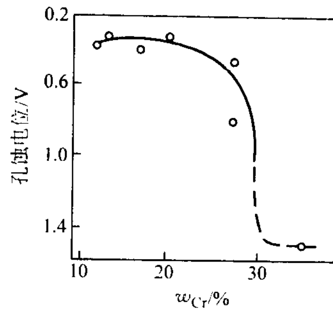


图 13.7-37 铬对 Fe-Cr 合金点蚀电位的影响
0.1N NaCl 溶液，pH = 2

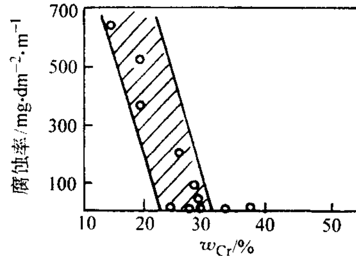


图 13.7-38 铬对 Fe-Cr 合金耐点蚀性能的影响
10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ 溶液室温试验 10 天

表 13.7-8 几种铁素体不锈钢的耐缝隙腐蚀性能与一种高 Cr，Ni，Mo 奥氏体不锈钢相比较的结果

钢 号 UNS	化学成分(质量分数)/%					在 25℃过滤海水中		临界缝隙腐蚀温度/℃
	Cr	Mo	Ni	N	Cu	缝隙面被腐蚀的/%	最大浸蚀深度/mm	
N08904	19	4.3	2.5	0.06	1.4	99.3，99.2	1.1，0.83	0
—	21	3.1	—	—	—	24.2	0.30	22.5
S44650	25	3.1	2.3	—	—	6.7	0.15	30.0
S44660	26	3.0	2.0	—	—	0.8	0.03	35.0
S44660	27	3.5	1.2	—	—	1.7	0.04	50.0

铬显著改善奥氏体不锈钢的耐点蚀性能，铬、钼、氮复合合金化可强化铬的作用，当钢中铬含量不足时将难于发挥钼、氮的有效性。在点蚀环境中，铬对奥氏体不锈钢耐点蚀性能的影响结果如图 13.7-39 所示。

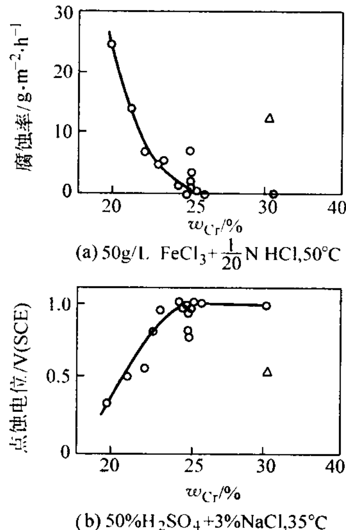


图 13.7-39 铬含量对 Fe-Cr-Ni（5%～18%）-N(0.2%～0.4%)（质量分数）不锈钢耐点腐蚀性能的影响
○ 奥氏体钢；△ α+γ 双相钢

在双相不锈钢中，当铬含量达到一定数量后，钢的耐点蚀性能才发生突变，其临界铬含量与介质和钢中的镍量相关，如图 13.7-40 和图 13.7-41 所示，增加钢中的镍量，为获得最佳耐点蚀性能，钢中的铬量也应相应的提高。

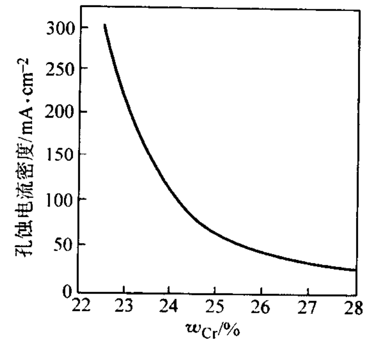


图 13.7-40 铬含量对 5%Ni-3%Cu-2.5%Mo-0.1%N（质量分数）钢耐点蚀性能的影响
（30℃，3%NaCl）

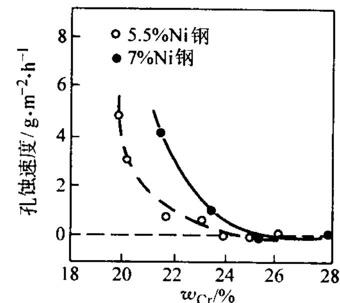


图 13.7-41 Cr 对含 Ni5.5% 和 7% 的两种双相不锈钢耐点蚀性能的影响
（50℃，10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$，24 h）

3）铬对不锈钢耐应力腐蚀（SCC）性能的影响　应力腐蚀破裂是不锈钢经常遭遇的腐蚀破坏形式。不锈钢中的铬在其应力腐蚀发生过程中扮演着重要作用。图 13.7-42 为铬对铁素体不锈钢在沸腾 $MgCl_2$ 中的应力腐蚀行为的影响，试验用钢的 $w_C + w_N = 0.0063 \sim 0.0164$%。在高应力作用下（$\Delta\sigma$ 值小），铁素体不锈钢产生晶间应力腐蚀（IGSCC）破裂，此种倾向随钢中铬含量的提高而降低。在外加应力稍有降低时（即 $\Delta\sigma$ 值增大），铁素体不锈钢则产生点蚀和微细的穿晶应力腐蚀裂纹，对这种微细穿晶裂纹的微观研究结果表明，滑移带的优先溶解是导致这种破裂的基本原因。

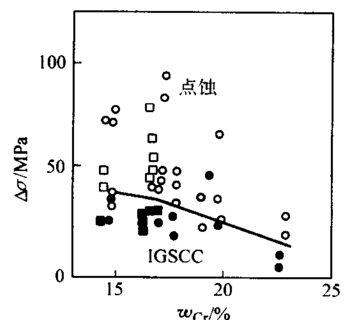


图 13.7-42 不同应力作用下铬对铁素体不锈钢腐蚀形态的影响
○□ 无晶间应力腐蚀；●■ 有晶间应力腐蚀（IGSCC）
$\Delta\sigma = \sigma_b - \sigma$（$\sigma_b$—钢的断裂强度；$\sigma$—外加载体应力）

在奥氏体不锈钢中，铬对其耐应力腐蚀行为的影响，视介质条件和实际使用环境而异。在 $MgCl_2$ 沸腾溶液中，铬的作用通常是有害的。但是在含 Cl^- 和氧的水介质、高温高压水以及以点蚀为起源的应力腐蚀环境中，提高钢中的铬含量对其耐应力腐蚀性能产生有益影响。在苛性（NaOH）应力腐蚀环境中，铬的影响如图 13.7-43 所示，对应力腐蚀免役的临界铬含量随不锈钢中的镍含量提高而提高。图 13.7-44 的结果表明，在含 Cl^- 和饱和氧的高温水介质中，铬提高了 Fe-Cr-35Ni 合金的耐应力腐蚀性能。

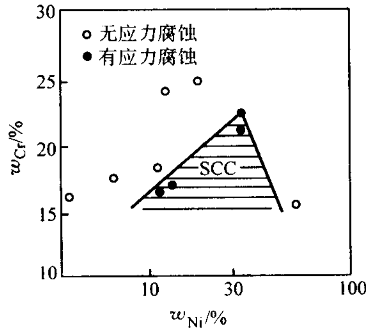


图 13.7-43 铬和镍对 Fe-Cr-Ni 合金耐苛性应力腐蚀性能的影响
（45%NaOH + 5%NaCl，85 ~ 140℃）

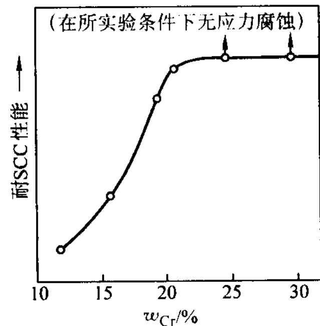


图 13.7-44 铬对 Fe-Cr-35%Ni（质量分数）合金耐高温水应力腐蚀性能的影响
（300℃，$100\times10^{-6}Cl^-$，饱和氧。双 U 形试样）

1.1.4 铬对不锈钢抗氧化性能的影响

铬使不锈钢具有良好的抗氧化性能，且随钢中铬含量的提高而提高，图 13.7-45 为 1 000℃不同铬含量的钢的抗氧化性能。

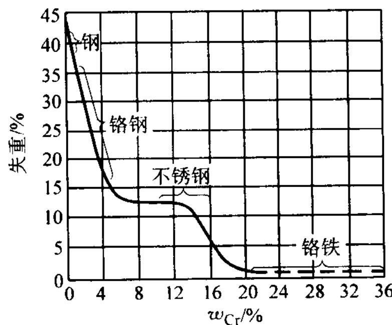


图 13.7-45 铬钢在 1 000℃的氧化
（12.7 mm × 12.7 mm × 12.7 mm 立方试样，试验时间 48 h）

铬钢和不锈钢在空气中的不起皮温度与钢中铬含量的关系给出于表 13.7-9 中。

表 13.7-9 铬对不锈钢在空气中最高不起皮温度的影响（连续或间歇暴露）

钢中的铬含量/%	最高不起皮温度/℃
12	700 ~ 750
16	800 ~ 850
20	950 ~ 1 000
25	1 050 ~ 1 100
30	1 100 ~ 1 150

1.2 不锈钢中的镍及其作用

镍是一种奥氏体形成元素，Ni（Ni_{eq}）和 Cr（Cr_{eq}）之间的不同配比可形成不同类型的不锈钢并赋予其独特的性能，因此镍是不锈钢的主要合金元素，对某些类型的不锈钢是不可缺少的必须加入的合金元素。

1.2.1 镍对不锈钢相图和组织的影响

图 13.7-46 为镍对 Fe-Cr 二元相图的影响，镍扩大了 α + γ 相区范围，对于低碳或超低碳马氏体不锈钢，为使其能具备马氏体相变能力，必须加入一定数量的镍。在马氏体铬镍不锈钢中镍的质量分数为 2% ~ 5%，而马氏体沉淀硬化不锈钢的镍的质量分数可达到 8% ~ 10%。图 13.7-47 和图

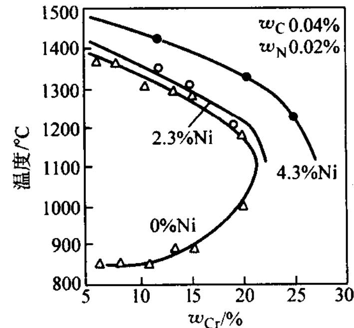
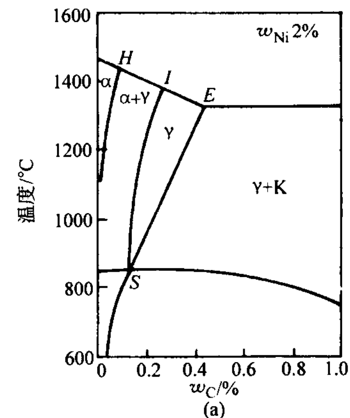


图 13.7-46 镍含量 w_{Ni} 对 Fe-Cr 系相图 γ 圈的影响



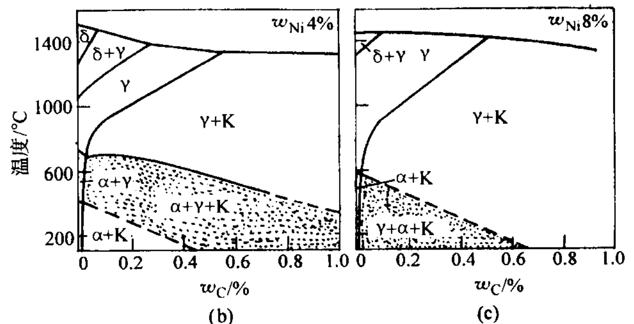


图 13.7-47 不同镍含量对 Fe-Cr-C（18%Cr 质量分数）相图的影响

13.7-48 分别为镍对含质量分数为 18%Cr 和 16%Cr 的 Ni-Cr-C 相图的影响。由相图的变化可知，在 16%Cr 和 18%Cr 的条件下，加入质量分数为 2%Ni 时对扩大 γ 相区具有明显效果，即使碳含量很低，单一铁素体组织也将消失，在正常的热处理温度（淬火）下，钢处于 α+γ 相区，钢具有部分淬火能力。当含质量分数为 0.2%C 时，在淬火温度区内，钢具有完全奥氏体组织，淬火后可获得完全马氏体组织。在极低碳含量情况下，为获得足够的淬火能力，应增加钢中的镍量。镍的这种影响，可使马氏体不锈钢的碳含量更低，而铬含量可以提高。不同镍含量的 Fe-Cr-Ni 相图如图 13.7-49 所示，随钢中镍含量的提高，在不锈钢的铬含量范围，钢将变成单一奥氏体组织。在马氏体铬镍不锈钢成分范围内，钢中的相由 α 相、γ 相、δ 相和碳化物所构成，并受合金成分和所处温度所控制，钢的组织可由图 13.7-2 予以判断。

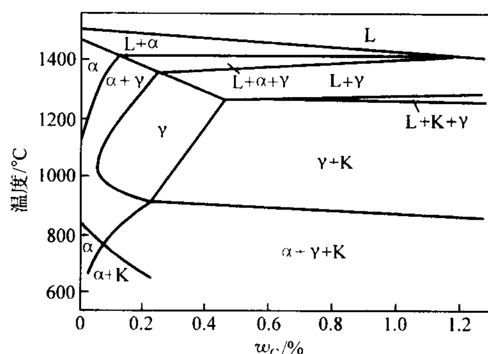


图 13.7-48 2%Ni 对 Fe-Cr-C 系（16%Cr）相图的影响

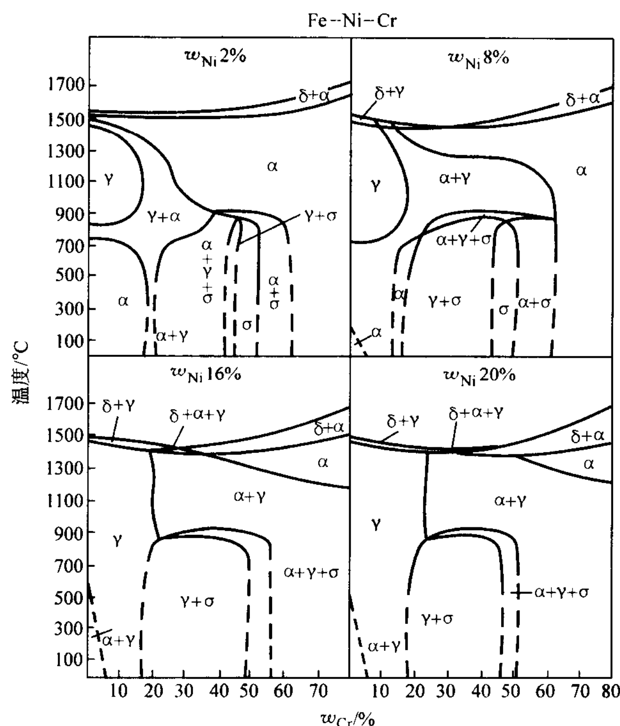


图 13.7-49 镍对 Fe-Cr-Ni 合金 γ 相界的影响

图 13.7-50 和图 13.7-51 为不同温度的 Fe-Cr-Ni 合金系统中的相。

Fe-Cr-Ni 三元系统在室温的组织结构如图 13.7-52 所示。不同 Cr、Ni 配比的 Fe-Cr-Ni 三元合金系统的室温组织结构具有明显差别。

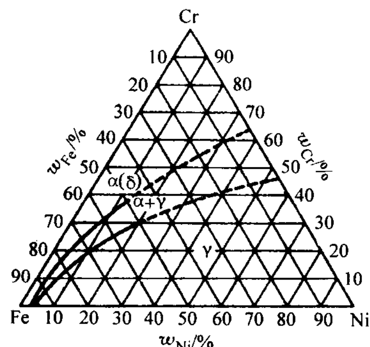
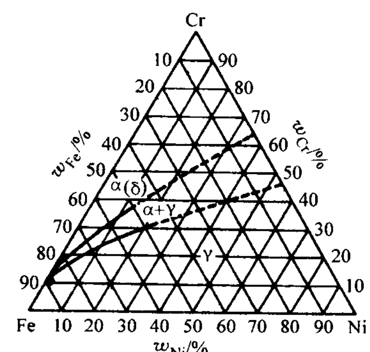
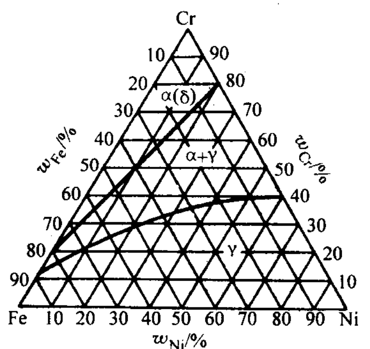


图 13.7-50 稍低于凝固温度的 Fe-Cr-Ni 系统等温截面



(a) 900~1300℃最大 γ 相区的相



(b) 1100℃的等温截面

图 13.7-51 Fe-Cr-Ni 三元系统等温截面

α—铁素体（体心立方）；γ—奥氏体（面心立方）

镍降低不锈钢的 M_s 点，在碳硬化马氏体钢中，由于镍的添加使 M_s 点降低，过多的镍将使此类钢淬火状态下的残余奥氏体量增加，降低钢的硬度和提高其塑韧性。对于含质量分数为 18%Cr 的钢，当镍含量（质量分数）超过 8%时，M_s 温度降至 0℃以下，抑制了 γ→M 的转变，甚致不发生 γ→M 的相变成为单相奥氏体不锈钢，如图 13.7-53 所示。含质量分数为 20%铬的马氏体不锈钢的淬硬性与钢中镍含量的关系如图 13.7-54 所示。

在马氏体沉淀硬化不锈钢（包括马氏体时效不锈钢）中，镍对其 M_s 点温度的影响如图 13.7-55 所示。

在铁素体不锈钢中，镍降低钢的塑-脆性转变温度（图 13.7-56 和图 13.7-57）。因此在高铬铁素体不锈钢中，除控制钢中的 C+N 含量外，常常加入质量分数为 2%～4%的镍。

镍降低了高铬奥氏体不锈钢的 σ 相形成倾向（图 13.7-58），因而减少了由 σ 相析出所引起的脆化程度。

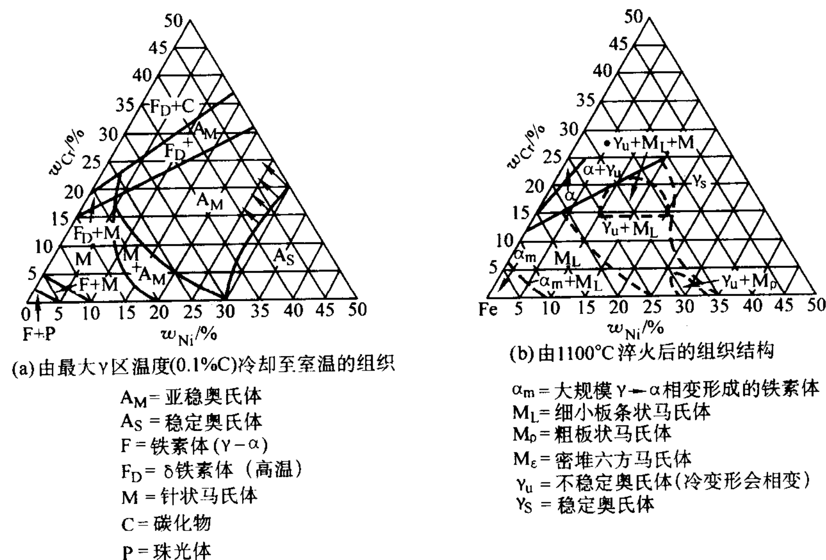


图 13.7-52　Fe-Cr-Ni 三元系统的室温组织

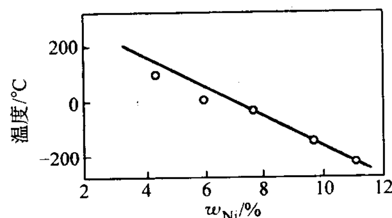
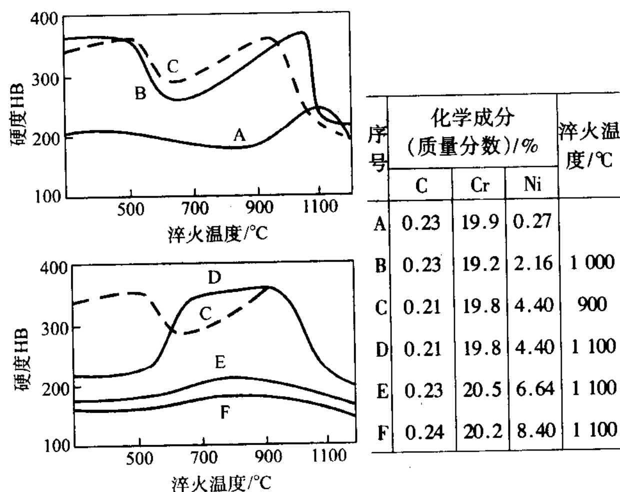


图 13.7-53　镍对质量分数为 0.04C-18Cr 钢 M_s 温度的影响



序号	化学成分（质量分数）/%			淬火温度/°C
	C	Cr	Ni	
A	0.23	19.9	0.27	
B	0.23	19.2	2.16	1 000
C	0.21	19.8	4.40	900
D	0.21	19.8	4.40	1 100
E	0.23	20.5	6.64	1 100
F	0.24	20.2	8.40	1 100

图 13.7-54　镍对含质量分数为 20% Cr 钢淬硬性的影响

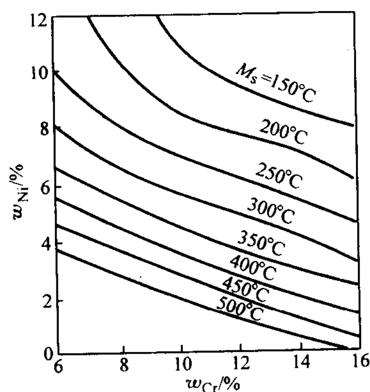


图 13.7-55　钢中 Ni 和 Cr 含量对 M_s 温度的影响

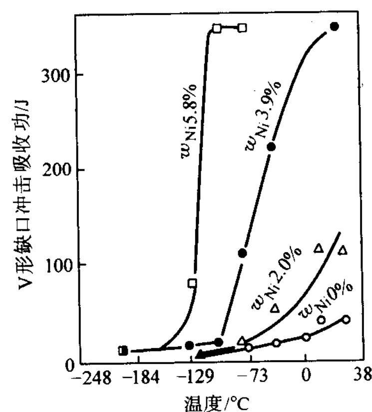


图 13.7-56　镍对真空冶炼的质量分数为 25% Cr 铁素体不锈钢脆性转变温度的影响

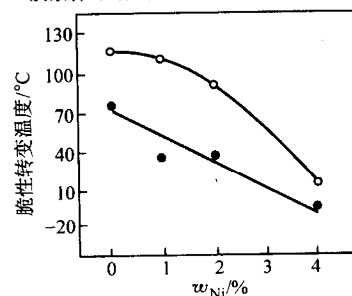


图 13.7-57　镍对质量分数为 30% Cr 铁素体不锈钢脆性转变温度（81.3J）的影响

○ 真空感应炉冶炼；● 电子束炉冶炼；

注：电子束炉冶炼比真空感应炉冶炼钢中 C + N 量要低得多

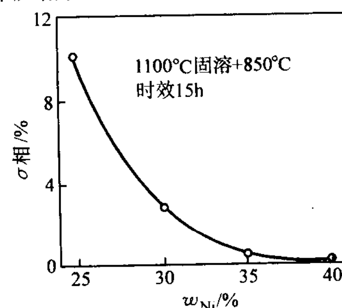


图 13.7-58　镍对 00Cr25Ni25Si2V2Nb 钢 σ 相析出量的影响

1.2.2 镍对不锈钢力学性能的影响

1）马氏体不锈钢 镍对质量分数为0.1%C-17%Cr钢的硬化特性的影响如图13.7-59所示，适量的镍可使钢获得淬火马氏体。在沉淀硬化不锈钢中，只有镍含量（质量分数）小于5%方能得到最好的硬化特性（图13.7-60）。同时镍可提高马氏体不锈钢的回火稳定性（图13.7-61），少量的镍可有效降低回火的软化程度。

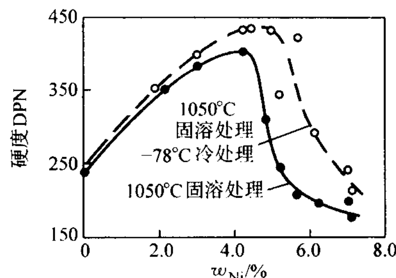


图13.7-59 镍对质量分数为0.1C-17Cr钢硬化特性的影响

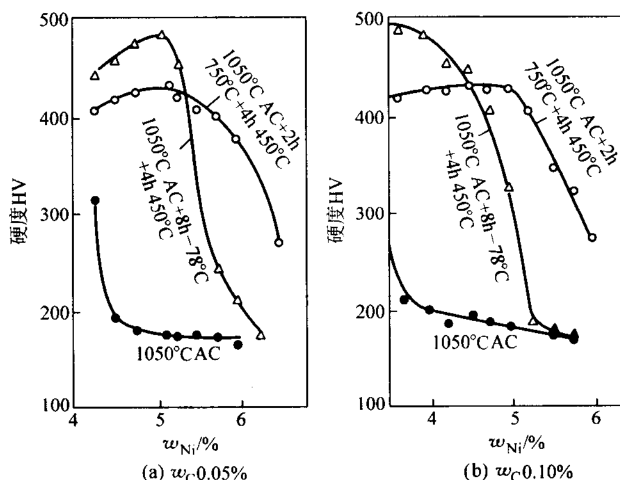


图13.7-60 不同碳含量的马氏体沉淀硬化不锈钢的硬化特性与镍含量的关系

除C，Ni外，钢的其他化学成分（质量分数）（%）：Si 0.5，Mn 1.25，Cr 16，Mo 1.7，Cu 2.0，Ti 0.06

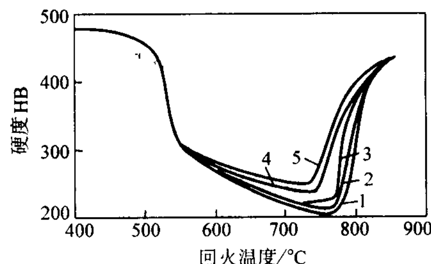


图13.7-61 镍对马氏体铬不锈钢回火稳定性的影响

试验用钢的主要化学成分（质量分数）（%）：
1—C 0.34，Cr 11.3，Ni 0.26；2—C 0.38，Cr 11.0，Ni 0.60；
3—C 0.33，Cr 11.0，Ni 0.98；4—C 0.41，Cr 11.2，Ni 1.25；
5—C 0.38，Cr 11.1，Ni 1.6

镍对铬马氏体不锈钢的室温力学性能的影响见表13.7-10～表13.7-12。这些数据表明，适量的镍可提高钢的强度和硬度，而塑韧性仍保持在较高水平。

镍对铸造时效硬化不锈钢室温力学性能的影响见表13.7-13。质量分数为6%～8%Ni仍使钢在正火状态下具有完全马氏体组织。但5%Ni钢冲击吸收功太低，随钢中镍含量的提高，钢的强度和韧性均得到改善。高于8%Ni时，由于形成奥氏体和马氏体的混合组织，反而使强度和韧性降低。

在Cr-Co-Mo沉淀硬化不锈钢中，具有良好强度和塑韧性相配合的最佳镍含量（质量分数）为1.8%（图13.7-62）。

2）铁素体不锈钢 镍显著提高铬铁素体不锈钢的强度和韧性，见表13.7-14和图13.7-63。

表13.7-10 2%Ni对0.40C-10Cr钢力学性能的影响①

序号	回火温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬度HB	IZOD冲击吸收功④/J
A②	600	675.6	885.2	15.0	45.9	302	27.5
	650	546	769.4	18.5	54.6	262	33.7
	700	430.2	683.9	24.5	58.6	235	80.6
B③	600	733.5	864.5	17.0	48.5	293	23.1
	650	641.1	813.5	20.0	52.2	277	38.4
	700	623.2	805.2	21.0	51.0	269	44.7

① 试验用钢为ϕ32 mm棒材，900℃油淬后经不同温度回火。
② 主要化学成分（质量分数）（%）：C 0.39，Si 0.08，Mn 0.10，Cr 10.0，Ni 0.42。
③ 主要化学成分（质量分数）（%）：C 0.39，Si 0.12，Mn 0.32，Cr 10.5，Ni 2.24。
④ 3个试样的平均值。

表13.7-11 镍对低碳铬含量为w_{Cr}13%钢力学性能的影响①

主要化学成分（质量分数）/%			σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬度HB		IZOD冲击吸收功/J
C	Cr	Ni					淬火	回火	
0.09	13.7	0.10	572.2	457.8	32.5	68.8	241	179	136.3
0.08	13.3	0.46	628.7	530.8	32.0	68.8	340	217	133.7
0.08	13.6	0.80	690.8	603.2	29.0	63.7	351	241	117.4
0.10	14.1	1.23	720.4	619.8	25.5	55.8	418	255	87.7

① 热处理：950℃空冷+700℃水冷。

表13.7-12 镍对0.1%C-18%Cr钢力学性能的影响①

主要化学成分（质量分数）/%			热处理温度/℃		σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB硬度	IZOD冲击/J
C	Cr	Ni	空淬	回火						
0.10	17.0	0.28	950	500	427.4	303.3	32	62	166	4.12
			950	600	399.8	303.3	37	66	156	6.77
0.09	17.8	2.08	950	500	799.7	634.2	22	59	265	122.7①
			950	600	592.8	592.8	28	62	225	116.3①

① 3个试样的平均值。

表13.7-13 镍对铸造高强度时效硬化不锈钢力学性能的影响①

主要化学成分（质量分数）/%				σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	C_v/J
Ni	Cr	Si	C					
5.0	11.3	0.55	0.023	1 013.4	898.3	15	57	21.6
5.8	12.0	0.60	0.016	985.8	903.1	14	51	45
6.9	11.4	0.47	0.023	1 013.4	944.5	15	55	49
7.0	10.8	0.69	0.014	1 089.2	937.6	18	59	49
8.0	12.0	0.77	0.016	1 068.6	930.7	16	52	35.2
9.7	11.6	0.57	0.026	951.4	834.2	20	54	26.4
11.8	11.1	0.59	0.026	889.3	627.3	21	52	31.2

① 热处理：1 038℃×1 h+454℃×3 h。

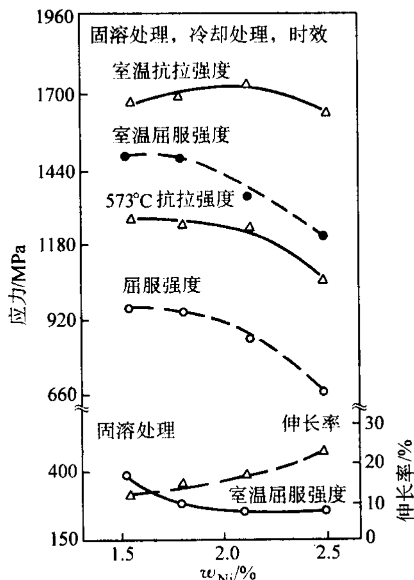


图 13.7-62　镍对 Cr-Co-Mo 系沉淀硬化不锈钢力学性能的影响
试验用钢（质量分数）（%）：C 0.08，Cr 15.5，
Co 13.0，Mo 4.0，Nb 0.15

表 13.7-14　镍对几种高铬铁素体不锈钢室温力学性能的影响

材　料	室温力学性能				
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HRB
高纯 Cr25Mo3	590 ~ 610	450 ~ 480	24 ~ 34	72 ~ 81	—
高纯 Cr25Mo3Ni3	670 ~ 790	590 ~ 600	26 ~ 28	74 ~ 75	—
高纯 Cr28Mo2	550	390	29	—	—
高纯 Cr28Mo2Ni4	647	567	26	70	83 ~ 94
高纯 Cr29Mo4	620	515	25	95	94
高纯 Cr29Mo4Ni2	71.5	585	22	97	95

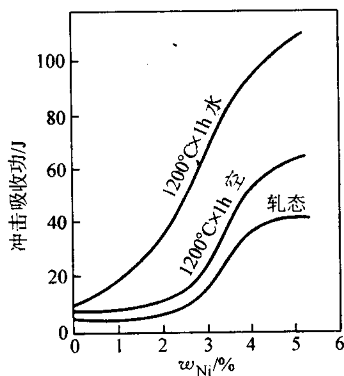


图 13.7-63　镍对 w_{Ni}25Cr-3Mo-0.7Nb 铁素体不锈钢室温冲击吸收功的影响

3）双相不锈钢　镍对双相不锈钢室温力学性能的影响如图 13.7-64 和图 13.7-65 所示。在双相不锈钢中，镍通过对钢的相平衡控制而影响钢的力学性能，因此在双相不锈钢中存在一个最佳镍含量，过高将导致钢中奥氏体体积分数超过50%，此时，一些铁素体形成元素铬、钼等会更多的富集于铁素体相中，因而促使 σ 相沉淀，降低钢的韧性，反之，过低又会导致钢中铁素体相增加，同样会降低钢的塑韧性。对于铬的质量分数为 25% 的双相钢而言，在镍的质量分数小于 5% 区域，随镍含量的增加，钢的抗拉强度、屈服强度和冲击吸收功均急剧增加；在质量分数为 5% Ni 时，钢的屈服强度达最高值，镍的质量分数约 10% 时，抗拉强度达最高

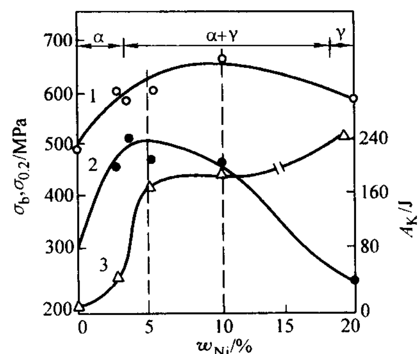


图 13.7-64　镍对质量分数为 25% Cr 钢组织和力学性能的影响
1—σ_b；2—$\sigma_{0.2}$；3—A_K

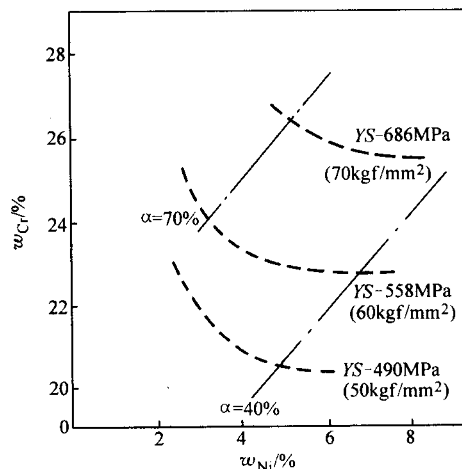


图 13.7-65　铬、镍含量对双相不锈钢（α 相 40% ~ 70%）屈服强度的影响

值，冲击吸收功则随镍含量增加而提高，在 α + γ 双相区冲击吸收功可稳定在 160 ~ 200 J。

4）奥氏体不锈钢　镍对奥氏体不锈钢力学性能的影响，其影响本质是源自其对奥氏体稳定性的影响，镍对镍铬不锈钢真应力-应变曲线及加工硬化速度的影响如图 13.7-66 ~ 图 13.7-68 所示。在亚稳奥氏体状态下，随钢中镍含量的增加强度降低，而室温伸长率欲达最大值，存在一个最佳镍的质量分数，约为 10%，此时适宜的形变马氏体量促成均匀变形，增加了均匀伸长率。过高的镍含量使钢进入稳定奥氏体状态，过低的镍含量致使形变诱导马氏体量过多而导致伸长率下降。图 13.7-69 和图 13.7-70 进一步验证了这种影响。镍提高了铬镍奥氏体不锈钢的低温性能，使之成为一种优秀的低温结构材料。在 Cr-Mn-N 不锈钢中，随镍含量的提高使其低温韧性得到明显改善，如图 13.7-71 所示。

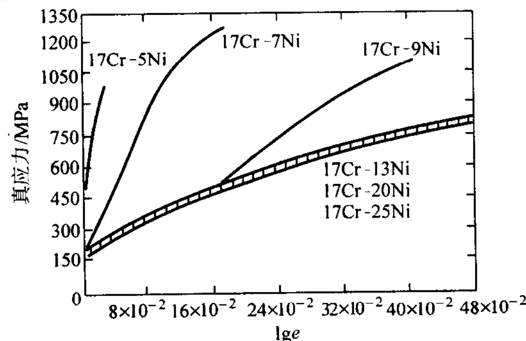


图 13.7-66　镍含量 w_{Ni} 对质量分数为 17% Cr 不锈钢真应力-应变曲线的影响

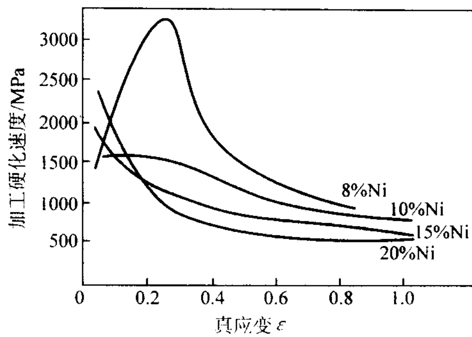


图 13.7-67 镍含量对质量分数为 0.1C-18Cr 奥氏体不锈钢加工硬化速度的影响

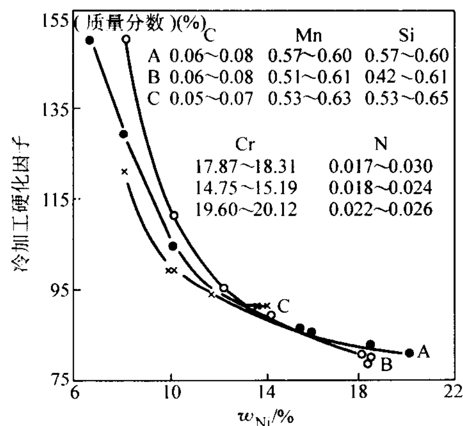


图 13.7-68 镍含量对质量分数为 Fe-18Cr-Ni 不锈钢冷加工硬化倾向的影响

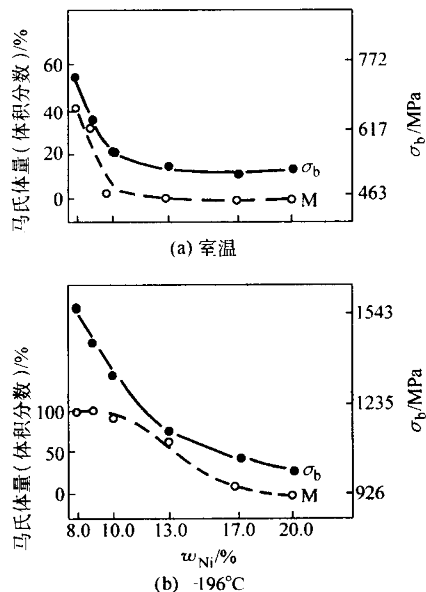


图 13.7-69 镍含量对铬镍奥氏体不锈钢中马氏体量和强度的影响

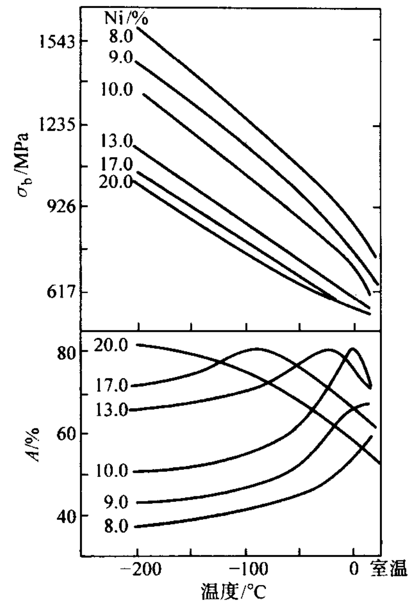


图 13.7-70 镍含量对铬镍奥氏体不锈钢室温和低温力学性能的影响

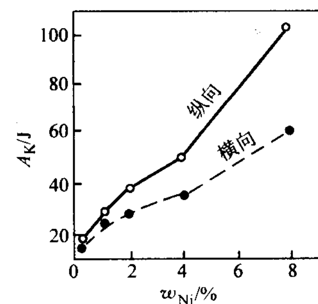


图 13.7-71 镍含量 w_{Ni} 对质量分数为 18Cr-15Mn-0.4N 钢低温（-196℃）冲击吸收功的影响（V 形缺口）

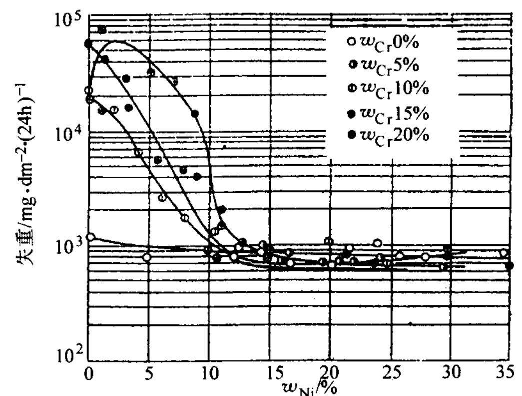


图 13.7-72 不同铬、镍含量（质量分数）的铬镍不锈钢在 30℃5% H_2SO_4 中的耐蚀性

1.2.3 镍对不锈钢耐蚀性的影响

镍提高铁-铬合金的钝化倾向和热力学稳定性，因此提高合金的耐均匀腐蚀性能，如图 13.7-72 所示。由图 13.7-72 可见，在 30℃，5% H_2SO_4 中，随钢中镍含量的增加，钢的耐蚀性随之提高；在 10%Ni 时，不管钢中铬含量是高还是低，钢的耐蚀性发生突变，此后随镍含量的提高其耐蚀性处于相对不变的稳定状态。在除 HNO_3 外的其他介质中也存在此种规律，如图 13.7-73 和图 13.7-74 所示。

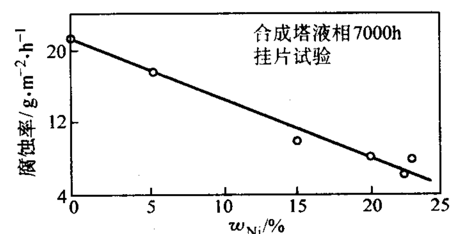


图 13.7-73 镍对 00Cr25NiMo2 不锈钢在尿素实际生产条件下耐蚀性的影响

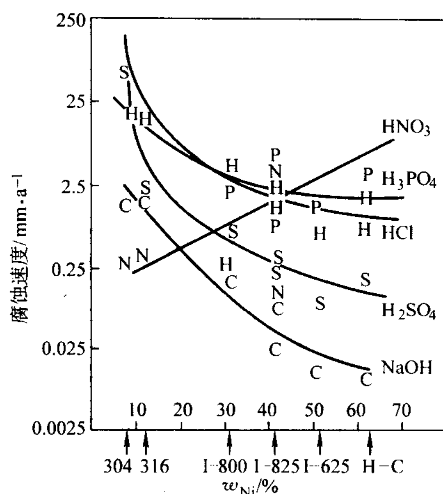


图 13.7-74　镍对铬镍奥氏体不锈钢及合金耐蚀性的影响

实验条件：N 65% HNO_3，沸腾；P 83% H_3PO_4，沸腾；H 15% HCl，60℃；S 15% H_2SO_4，80℃；C 50% NaOH，沸腾

实验钢种：304 0Cr19Ni9，316 0Cr17Ni12Mo2，I-800 0Cr21Ni32Al，I-825 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti，I-625 0Cr21Ni60Mo9Nb，H-C 0Cr16Ni65Mo16W4

镍的加入提高了铁素体不锈钢在某些介质中耐均匀腐蚀、耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，见表 13.7-15 和图 13.7-75。

表 13.7-15　镍对 28% Cr-4% Mo 钢耐蚀性的影响

元素(质量分数)/%			沸腾 10% H_2SO_4		点蚀		应力腐蚀③(非焊接样)
Cr	Mo	Ni	状态	腐蚀速度/mm·a⁻¹	$KMnO_4$-NaCl①	$FeCl_3$②	
28.0	4.0	0.10	活化态	1 600	R	R	耐蚀
28.0	4.0	0.20	活化态	1 516	R	R	耐蚀
28.0	4.0	0.25	钝化态	1.4	R	R	断裂
28.0	4.0	0.30	钝化态	1.3	R	R	119 h 断裂
28.0	4.0	0.40	钝化态	0.7	R	R	261 h 断裂
28.0	4.0	0.50	钝化态	0.6	R	R	16 h 断裂
28.5	4.0	1.5	钝化态	0.2	R	R	< 16 h 断裂
28.5	4.2	1.8	钝化态	0.3	R	R	断裂
28.5	4.2	2.0	钝化态④	0.2	R	R	3 h 内断裂
28.5	4.2	2.5	钝化态④	0.3	R	F	—
28.5	4.2	3.0	钝化态④	0.2	R	F	—

① 2% $KMnO_4$ - 2% NaCl，90℃。
② 10% $FeCl_3·6H_2O$，50℃（有缝隙）。
③ 45% $MgCl_2$，耐蚀 = 2 400 h 未断裂。
④ 可自动再钝化。
R—耐点蚀和缝隙腐蚀；
F—出现点蚀；
—未试验。

镍对铁素体不锈钢耐应力腐蚀性能的影响较为复杂，既与钢中的铬含量有关又受钢的热处理状态影响。图 13.7-76、图 13.7-77 和表 13.7-16 是镍对质量分数为 18% Cr-2% Mo 钢在 $MgCl_2$ 溶液中应力腐蚀行为的影响，微量镍加速了铁素体不锈钢应力腐蚀破裂过程。敏化态（1 050℃，水冷）较退火态（800℃，30 min，空冷）具有更高的破裂倾向。镍的影响机制，一般认为与钢的组织结构相关，随着钢中镍含量和

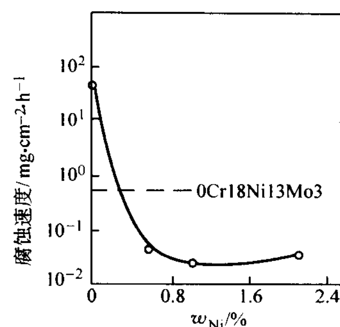


图 13.7-75　在 5% 沸腾 H_2SO_4 中，Ni 对高纯 Cr25Mo3 钢耐蚀性的影响

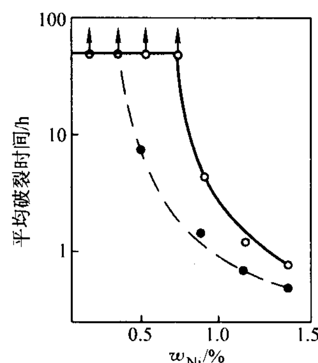


图 13.7-76　镍对质量分数为 18% Cr 铁素体不锈钢耐应力腐蚀性能的影响

（在 42% 沸腾 $MgCl_2$ 中，U 形样）

○ 试样 800℃，30 min，空冷；● 试样 1 050℃，30 min，水冷

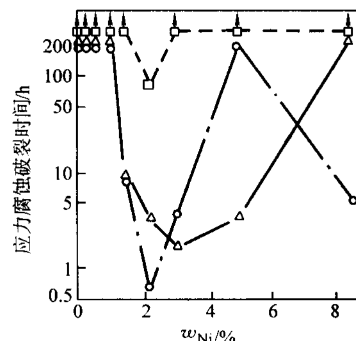


图 13.7-77　镍对不同状态的质量分数为 18% Cr 铁素体不锈钢*应力腐蚀行为的影响（130℃沸腾 $MgCl_2$，300 h）

□ 815℃×1 h，退火，空冷；○ 冷轧态，变形量 80%；△ 1 050℃敏化处理，水冷；Cr16%～18%（质量分数），C0.001%～0.009%（质量分数）

表 13.7-16　Ni 对质量分数为 18% Cr-2% Mo 钢应力腐蚀性能的影响

钢的主要成分（质量分数）/%			应力（屈服强度的%）	破裂时间/h
Cr	Mo	Ni		
18	2	0.6	120	300（未断）
18	2	1.0	120	9.3
18	2	1.0	110	291（未断）

热处理制度的变化，导致钢中形成少量马氏体或出现少量奥氏体，致使增加了应力腐蚀破裂敏感性。在 130℃沸腾 $MgCl_2$ 中，镍质量分数小于 1% 的 18Cr-2Mo 铁素体不锈钢，无论处于何种状态均不产生应力腐蚀断裂。2% Ni 的钢具有最高的应

力腐蚀敏感性。当镍含量大于3%时，退火态铁素体不锈钢已对应力腐蚀不敏感，这与钢具有α+γ双相组织相关。对于高铬铁素体不锈钢的研究指出，铁素体不锈钢的应力腐蚀破裂，既与钢中镍含量有关又与所承受的应力水平有关，如图13.7-78所示。在高应力状态下，镍的有害作用明显。镍对铁素体不锈钢应力腐蚀影响机制至今尚未取得一致见解，但钢中马氏体和奥氏体的存在、镍提高表面膜的破裂倾向以及延缓再钝化速度等，无疑构成了镍的不良影响基本原因。

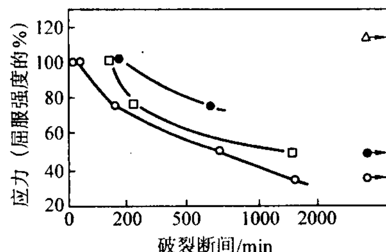


图 13.7-78 镍含量对质量分数为25%Cr-3%Mo铁素体不锈钢应力腐蚀倾向的影响

(140℃沸腾 $MgCl_2$，试样为退火态)

△ Ni 0.13%；□ Ni 2.56%；● Ni 1.14%；○ Ni 3.91%

△→1 319 h 未断；○→390 h 未断；●→355 h 未断

在奥氏体不锈钢中，镍是提高奥氏体不锈钢在一些介质穿抗晶型应力腐蚀破裂的惟一重要元素，一些试验结果如图13.7-79～图13.7-81所示。在42%沸腾 $MgCl_2$ 中，对于含质量分数为20%Cr的合金，随镍含量的增加，耐应力腐蚀性能提高。在高温高压水中，镍含量的提高将导致钢的晶间型应力腐蚀敏感性增加，但是，这种不利作用将会由于钢中铬含量的提高而得到减轻或抑制。

由于镍降低碳在奥氏体不锈钢中的溶解度，其产生晶间

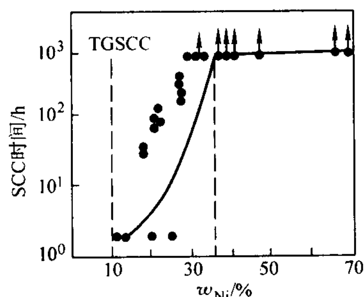


图 13.7-79 镍含量对质量分数为Fe-20Cr-Ni合金耐高浓氯化物应力腐蚀性能的影响

42% $MgCl_2$，沸腾；U形试样；1 000 h试验

TGSCC 穿晶应力腐蚀区

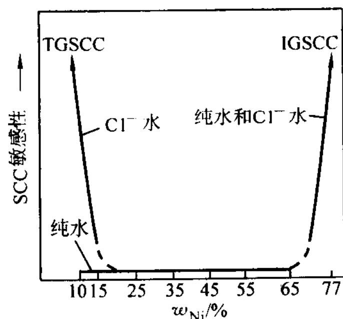


图 13.7-80 镍含量对质量分数为Fe-18Cr-Ni合金在300℃水中应力腐蚀行为的影响

纯水 既无 Cl^-，又无氧；

IGSCC 晶间型应力腐蚀；TGSCC 穿晶型应力腐蚀

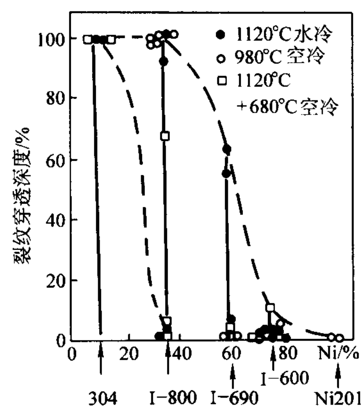


图 13.7-81 不同镍含量的Fe-Cr-Ni合金在316℃脱气NaOH中的应力腐蚀敏感性

U形试样，840 h试验 304 0Cr19Ni10；

I-800 0Cr21Ni32Al；I-690 00Cr30Ni60Fe10；

I-600 0Cr15Ni75Fe；Ni201 纯镍

腐蚀的临界碳含量降低，因此随钢镍含量的提高，钢的晶间腐蚀敏感性增加，为获得良好的耐晶间腐蚀性能，需将钢中碳含量降至更低水平。钢中的铬、镍含量、耐晶间腐蚀性能与所能接受的临界碳含量的关系如图13.7-82所示。

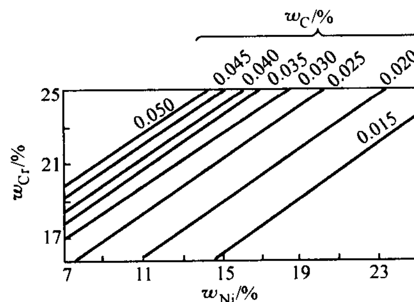


图 13.7-82 铬镍奥氏体不锈钢产生晶间腐蚀的铬、镍含量与临界碳含量的关系

H_2SO_4-$CuSO_4$ 试验，试样经650℃×1 h的敏化

在奥氏体不锈钢中，镍的不利影响是降低钢的抗高温硫化性能，且镍含量越高其危害程度越严重，其原因是由于在晶界处形成低熔点硫化镍所致。

在双相不锈钢中，镍对钢的耐蚀性的良好影响如图13.7-83～图13.7-86所示。在高浓氯化物环境中，镍对铬的质量分数为25%Cr双相不锈钢耐应力腐蚀性能的影响与其对钢组织结构的影响相呼应。当钢中镍的质量分数小于2%时，此时钢为单一铁素体组织，其耐应力腐蚀性能最差；当镍含量为6%～8%时，钢的耐应力腐蚀性能最好，钢的组织

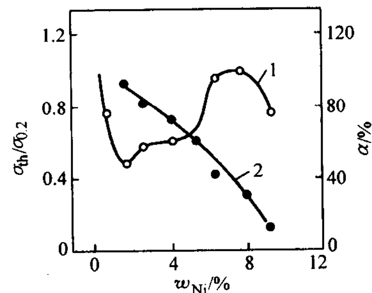


图 13.7-83 Ni对质量分数为25%Cr钢耐应力腐蚀（线1）和α相量（线2）的影响

45%沸腾 $MgCl_2$ 恒应力试样

σ_{th}应力腐蚀临界应力；$\sigma_{0.2}$钢的屈服强度

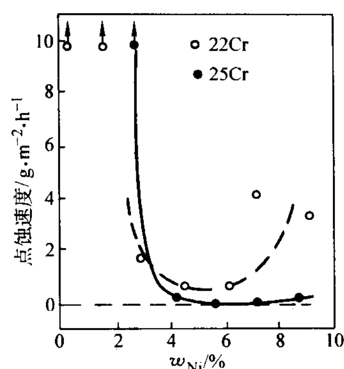


图 13.7-84　Ni 对质量分数为 22%Cr 和 25%Cr 钢（3% Mo+0.15% N），耐点蚀性的影响
10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$，50℃，24 h

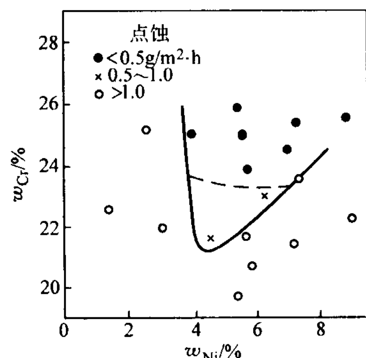


图 13.7-85　Cr 和 Ni 量对孔蚀抗力的影响
（质量分数：Mo 0.1%~5%，N 0.06%~0.18%）
6% $FeCl_3$+0.05M HCl 溶液，50℃，24 h

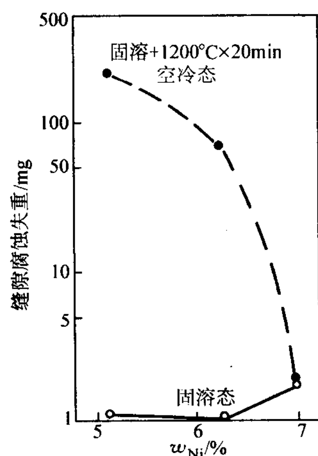


图 13.7-86　Ni 对质量分数为 25Cr-3Mo-N 钢缝隙腐蚀的影响
3% NaCl+$\frac{1}{20}$ MNa_2SO_4+活性炭，80℃，充空气，试验 30 天

为含 40%~50%α 相的 α+γ 双相组织。对于含质量分数为 22%Cr 和 25%Cr 的双相不锈钢，当镍的质量分数为 4%~6%时，可提供最好的耐点蚀性能。在缝隙腐蚀条件下，镍提高敏化状态下钢的耐缝隙腐蚀性能，而对固溶态未见明显影响。可见，对于某一特定铬含量的双相不锈钢，欲达到其最好的耐蚀状态，均存在一个最佳的镍含量。除镍的本身对耐蚀性的良好影响外，镍对调整双相不锈钢的两相比例的作用也是这种影响的重要因素。

1.3　不锈钢中的钼及其作用

钼是广泛用于不锈钢的重要合金元素，适量钼的加入对不锈钢的组织结构，力学性能和耐蚀性能均产生重要影响，在各类不锈钢中采用钼合金化，利用钼对性能良好影响的侧重点不尽相同，但加入适量的钼提高不锈钢的耐蚀性是其共同的目的。

1.3.1　钼对不锈钢组织结构的影响

钼对不锈钢组织结构的影响与不锈钢的类型以及其他合金元素的含量相关。

1）马氏体不锈钢　在马氏体不锈钢中，钼的加入促使密排立方 M_2X 相的析出，增加了钢的二次硬化效应。在过时效的情况下，由于钼合金化的 M_2X 具有极高的稳定性，减缓了其由 $M_{23}C_6$ 碳化物取代的过程，增加了钢的回火稳定性。过量的钼将促进 δ 铁素体的形成。对于某些沉淀硬化不锈钢，在适当的温度范围，可促使 Fe_2Mo Laves 和 χ 相的形成。

2）铁素体不锈钢　在铁素体不锈钢中，加入钼使钢更易获得纯铁素体组织，同时促进 α′相和 σ 相的析出，特别是加速 χ 相的析出，使钢的强度和硬度提高、塑韧性下降，相应地提高了钢的脆性转变温度和缺口敏感性。

3）奥氏体不锈钢　钼形成稳定的铁素体（其能力相当于铬）并扩大铁素体相区。在奥氏体不锈钢中，钼的加入促进了钢中铁素体数量增加并促使 σ 相、χ 相和 Laves 相的沉淀，这种结构变化将恶化钢的热加工性能并危害钢的耐蚀性和塑韧性。为使钢保持单一奥氏体组织，减轻有害金属间相的析出，随钢中钼含量增加，应相应增加奥氏体形成元素（如镍、氮、锰和碳）的加入量。

1.3.2　钼对不锈钢力学性能的影响

1）马氏体不锈钢　钼提高马氏体不锈钢回火稳定性和强化二次硬化效应，同时增加钢的强度，而塑性并不降低，如图 13.7-87 和图 13.7-88 所示，然而却降低了高温蠕变断裂的总伸长率（图 13.7-89）。钼对马氏体沉淀硬化不锈钢力学性能的影响，如图 13.7-90 和图 13.7-91 所示。

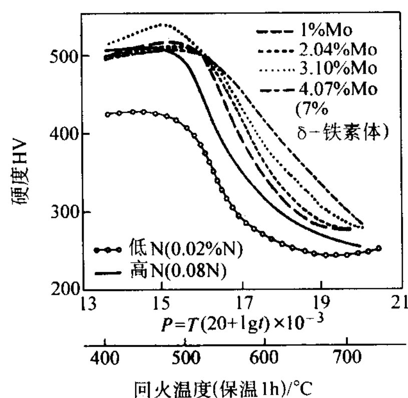


图 13.7-87　钼含量（质量分数）对质量分数为 0.1C-12Cr-2Ni 马氏体不锈钢回火稳定性和二次硬化效应的影响
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

在质量分数为 17Cr-4Ni 型沉淀硬化不锈钢中，质量分数为 2% Mo 使不同固溶处理状态下的钢均保持较高的硬度，钼含量超过一定值后，由于 δ 铁素体数量增加，硬度急剧下降。在以 Fe_2Mo Laves 和由 Fe-Mo-Cr 构成的 χ 相等金属间化合物强化的 Cr-Mo-Co 系沉淀硬化不锈钢中，随钼含量的提高，钢的室温和高温强度随之提高。钼对沉淀硬化不锈钢塑性的影响与其他时效硬化元素相比，是属于较为缓和的类型，如图 13.7-92 所示。

2）铁素体不锈钢　高铬铁素体不锈钢，超过一定含量的钼将提高钢的脆性转变温度，图 13.7-93 表明，对于质量分数为 25% Cr 铁素体不锈钢，无论是 C+N（质量分数）⩽0.019%的高纯钢，还是 C+N（质量分数）⩽0.08%的通用

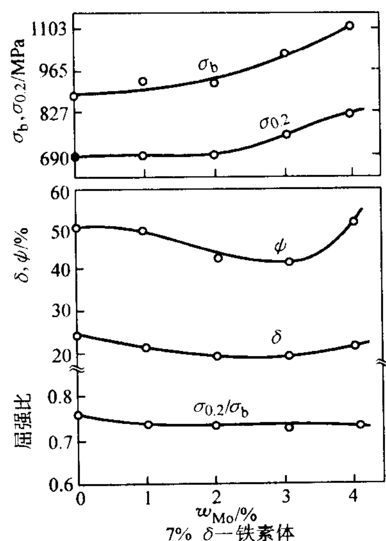


图 13.7-88 钼含量对铬镍马氏体不锈钢力学性能的影响

试验用钢化学成分（质量分数）（%）：C 0.1，Cr 12，Ni 2；

1 050℃淬火 + 650℃ × 1 h 回火

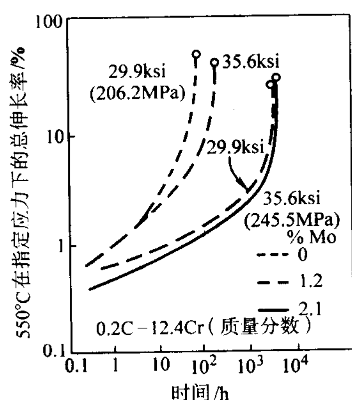


图 13.7-89 钼对质量分数为 12% Cr 马氏体不锈钢热变形抗力的影响

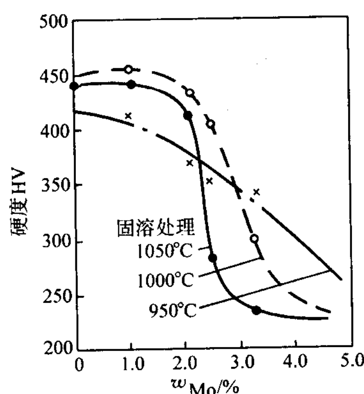


图 13.7-90 钼对质量分数为 17Cr-4Ni 钢（固溶 + 冷处理）硬度的影响

钢，含 2% Mo 以下者，对脆性转变温度未产生明显影响，此后，随钼含量的提高，脆性转变温度显著上升。钼显著提高铁素体不锈钢的硬度，如图 13.7-94 所示。

3）奥氏体不锈钢　在奥氏体不锈钢中，钼具有明显的固溶强化效果，其强化效果仅次于碳、氮、硼和钨。这种强化作用与其改变奥氏体晶格常数相一致，如图 13.7-95 和图 13.7-96 所示。

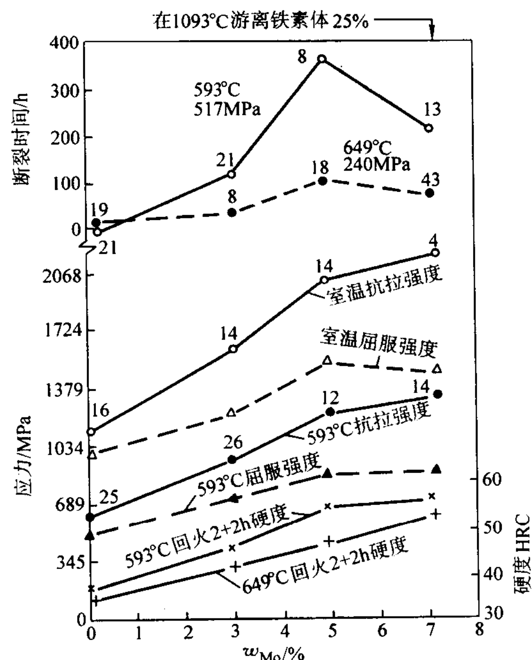
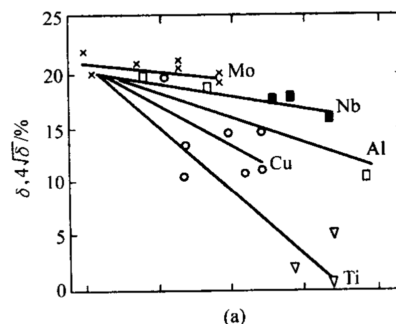
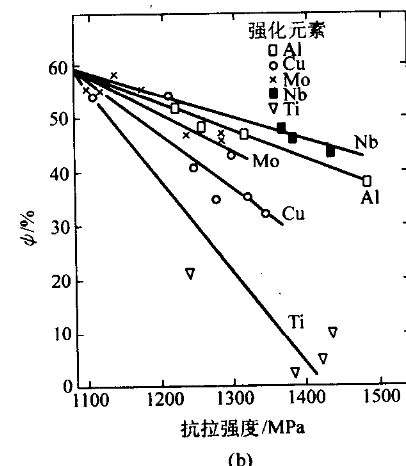


图 13.7-91 钼对质量分数为 0.15C-14Cr-0.4V-13Co 钢力学性能的影响

（各数字点上的数字为伸长率；热处理：1 093℃ 油淬，38℃冷处理 0.5 h；593℃回火 2 + 2 h）



(a)

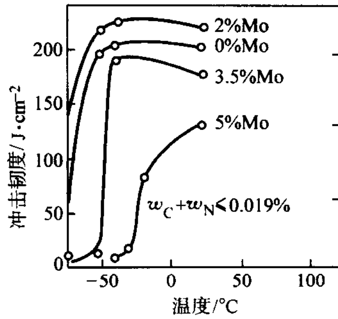


(b)

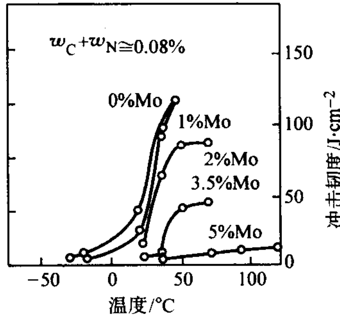
图 13.7-92 时效硬化元素对质量分数为 10% ~ 14% Cr-5% ~ 10% Ni 沉淀硬化不锈钢不同强度水平的塑性的影响

1.3.3 钼对不锈钢耐蚀性的影响

1）均匀腐蚀　钼促进 Fe-Cr 合金钝化以及钼形成钼酸盐后的缓蚀作用，它的加入提高了不锈钢在还原性介质中的耐蚀性，如图 13.7-97 所示。表 13.7-17 为钼对铁素体钢在还



(a) 高纯钢 $w_C+w_N≤0.019\%$, 980°C×1h, 水冷处理



(b) 非高纯钢 $w_C+w_N≤0.08\%$, 815°C×1h, 水冷处理

图 13.7-93　Mo 对质量分数为 25% Cr 铁素体不锈钢脆性转变温度的影响

试样为 V 形缺口 $\frac{1}{4}$ 尺寸冲击样

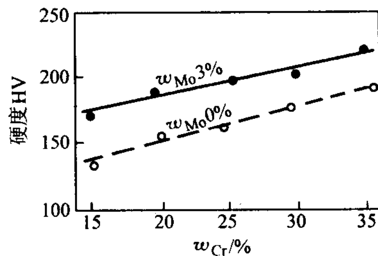


图 13.7-94　Mo 和 Cr 对高纯铁素体不锈钢硬度的影响

1 000℃ × 1 h，水冷处理（钢中（质量分数）C0.003% ~ 0.005%；N0.003 3% ~ 0.007%；Si≤0.023%；Mn≤0.006%）

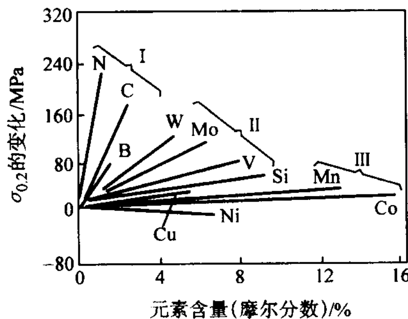


图 13.7-95　一些合金元素对奥氏体钢屈服强度的影响

Ⅰ 奥氏体形成元素，间隙型原子；Ⅱ 铁素体形成元素，置换型原子；Ⅲ 奥氏体形成元素，置换型原子

原性介质中耐蚀影响的结果，由表 13.7-17 可见，随钼含量的提高显著改善钢在还原性介质中的耐蚀性，在含质量分数为 2.0%Mo 时，钢的腐蚀速度急剧下降。

在奥氏体不锈钢中，钼的加入显著改善钢在还原性介质中的耐蚀性，但在氧化性介质中，钼却是有害的，当（质量分数）大于 3.5%Mo 后，在 HNO_3 中的腐蚀率急剧增加，如

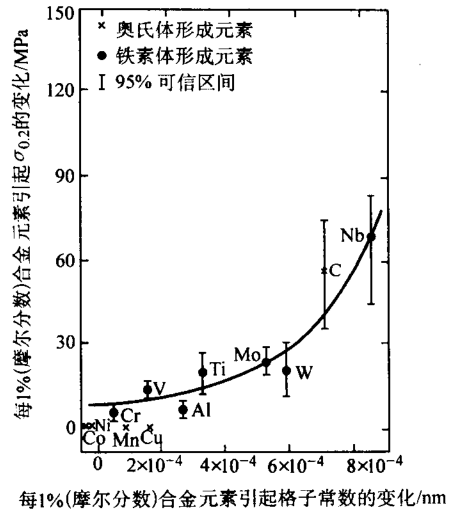


图 13.7-96　溶质元素引起格子常数变化与 $\sigma_{0.2}$ 增加之间的关系

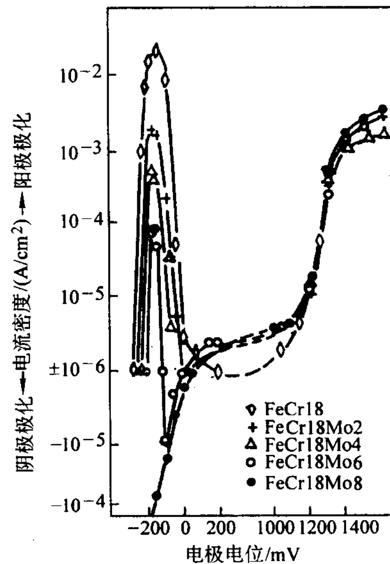


图 13.7-97　Mo 对 Fe-Cr 合金腐蚀-电化学行为的影响

1NH_2SO_4，25℃，50 mV/5 min

表 13.7-17　钼对质量分数为 25% Cr 高纯铁素体不锈钢耐蚀性的影响

材料	腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹	
	0.5 mol/L H_2SO_4 充氧	1 mol/L HCl，充氮
25Cr	84	165.5
25Cr-2Mo	103	5.3
25Cr-3.5Mo	无腐蚀①	2.3
25Cr-5Mo	无腐蚀①	1.3

① 试验温度 25℃，试验 6 天。

图 13.7-98 所示。在 H_2SO_4，H_3PO_4、醋酸及尿素工艺介质中，钼对 Cr-Ni 奥氏体不锈钢耐蚀的影响，如图 13.7-99 ~ 图 13.7-102 所示。随钢中钼含量的提高，其耐蚀性亦随之提高，但在不同介质中，欲使钢具有最佳的耐均匀腐蚀性能，所需要的临界钼含量具有明显差别。

在盐酸中，钼对 Cr-Ni 奥氏体不锈钢耐蚀性的影响与盐酸浓度有关。在浓度低于 1.0% 的盐酸中（室温），随钢中钼含量的增加，耐蚀性提高；而在浓度为 2.5% ~ 10% 盐酸中，在质量分数为 3%Mo 以下的 Cr-Ni 不锈钢中，随钼含量的增加，钢的耐蚀反而下降。此后随钼含量的增加腐蚀率有

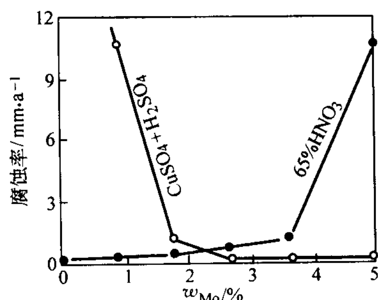


图 13.7-98　钼含量对 0Cr19Ni12 奥氏体不锈钢耐蚀性能的影响
（65% HNO_3 和 $H_2SO_4+CuSO_4$ 等介质中，沸腾）

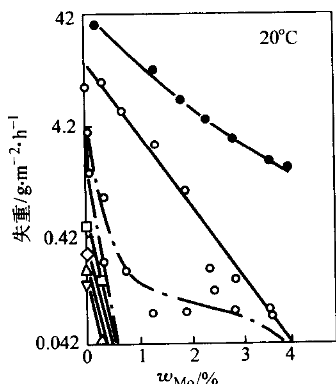


图 13.7-99　钼对含质量分数为 18%Cr 和 10%～15%Ni 的奥氏体不锈钢在不同浓度硫酸中耐蚀性能的影响
浓度：—•— 50%；—◦— 75%；- - ◦ - - 20%；
……◦…… 10%；—□— 5%；—◇— 2.5%；
—△— 1.0%；—▽— 0.5%

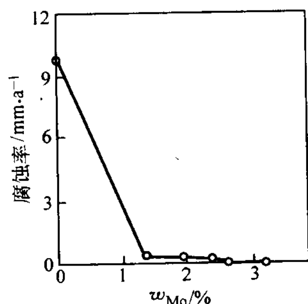


图 13.7-100　钼对质量分数为 18Cr-8Ni 不锈钢耐醋酸腐蚀性能的影响

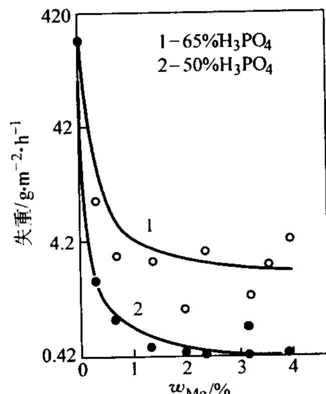


图 13.7-101　钼对质量分数为 18Cr-（10～15）Ni 不锈钢耐磷酸腐蚀性能的影响

所下降，但仍未达到不含钼的水平，如图 13.7-103 所示。

2）点腐蚀和缝隙腐蚀　钼显著改善不锈钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，其作用程度是铬的 3.3 倍。

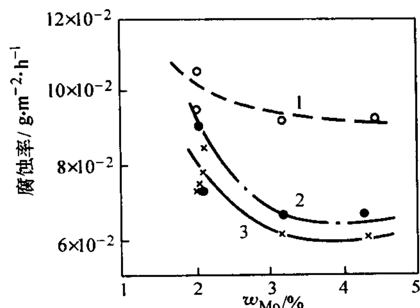


图 13.7-102　钼对 00C25Ni22Mo2N 钢在尿素实际生产条件下耐蚀性的影响
1—栖霞山化肥厂，液相中；2—沧州化肥厂，液相中；7 000 h 挂片；3—栖霞山化肥厂，汽相中

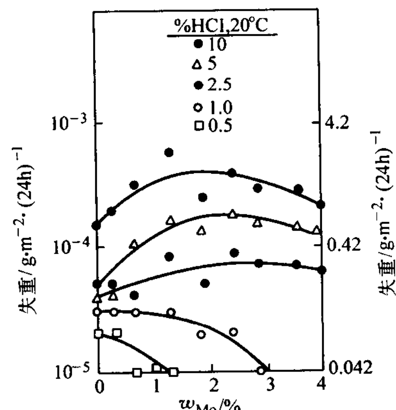


图 13.7-103　钼对含质量分数为 18%Cr 和 10%～15%Ni 奥氏体不锈钢在盐酸中耐蚀性的影响

钼对铁素体不锈钢点蚀和缝隙腐蚀行为的影响示于图 13.7-104 和表 13.7-18 以及表 13.7-19。随钢中钼含量提高，点蚀电位提高，耐点蚀性能得到明显改善。不锈钢的耐点蚀行为，在铬和钼复合作用下，钢的耐点蚀性能可以得到更充分的发挥，如图 13.7-105 所示。

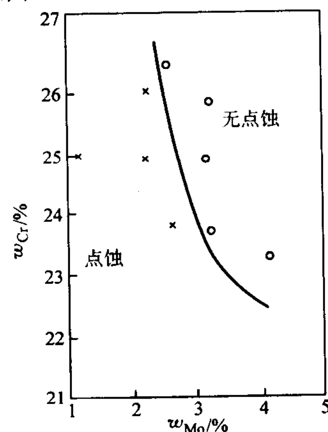


图 13.7-104　Cr，Mo 对高纯铁素体不锈钢耐点蚀性能的影响
50 g/L$FeCl_3$ + 0.5NHCl，50℃，48 h

表 13.7-18　Mo 对质量分数为 18%Cr 铁素体不锈钢点蚀电位的影响（SCE）

w_{Mo}/%	260 mV/h 扫描	50 V/h 扫描	划伤法
0	0.090	0.095	0.100
1	0.202 0	0.195	0.189
2	0.297	0.224	0.284
3.5	0.423	0.413	0.418
5	0.637	0.680	0.535

表 13.7-19　Mo对25%Cr铁素体不锈钢在酸性0.33M $FeCl_3$ 中的耐蚀性

w_{Mo}/%	高纯钢①		工业纯钢②	
	试验时间/d	腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹	试验时间/d	腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹
0	0.17	7	1	5.14
1			1	13.07
2	31	无腐蚀		
2.5			1	3.59
3.5	31	无腐蚀	1	2.34
5	31	无腐蚀	1	1.36

① 试验介质 pH = 1。
② 试验介质 pH = 2。

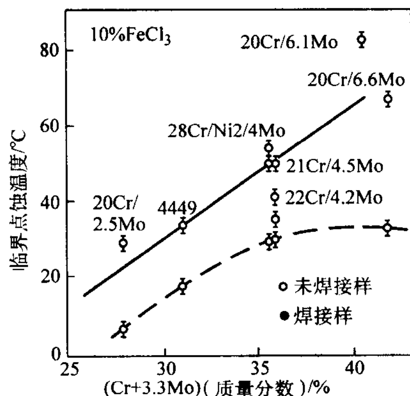


图 13.7-105　铁素体不锈钢中（Cr + 3.3Mo）%对钢的耐点蚀性能的影响

钼对铁素体不锈钢耐缝隙腐蚀性能的影响规律与其对耐点腐蚀性能的影响规律相同，示于图 13.7-106、图 13.7-107 和表 13.7-20。

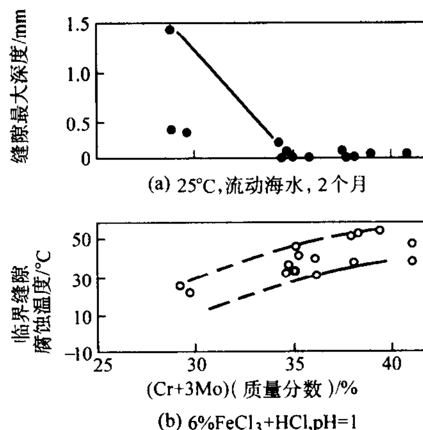


图 13.7-106　铁素体不锈钢中 Cr + 3Mo 量对钢的耐缝隙腐蚀性能的影响

图 13.7-108～图 13.7-110 的结果表明，钼对奥氏体不锈钢的耐点蚀和缝隙腐蚀性能同样具有良好的作用，为提高钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，钼是必加的合金元素。

钼对双相不锈钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能亦具有良好的影响。在不同的介质中，钼对双相不锈钢耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能的影响，视其不同介质，引起耐蚀性突变的临界钼含量不尽相同，示于图 13.7-111～图 13.7-113 和表 13.7-21 以及表 13.7-22。

3）应力腐蚀　钼对铁素体和奥氏体不锈钢的耐应力腐蚀性能的影响表明，钼对钢的耐应力腐蚀性能有害，当铁素体不锈钢中含镍时，钼的不良影响更加明显，图 13.7-114 和表 13.7-23 说明了这一点。在奥氏体不锈钢中，在钼（质量

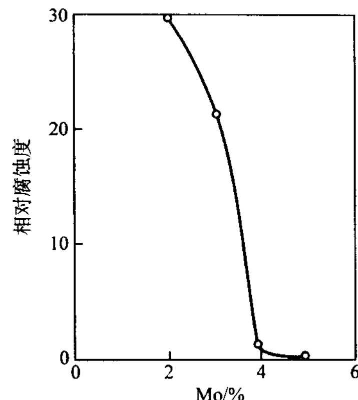


图 13.7-107　钼对质量分数为 25%Cr 高纯铁素体不锈钢的耐缝隙腐蚀的影响
4.9%NaCl，40℃，带缝隙的试样

表 13.7-20　钼对铁素体不锈钢耐缝隙腐蚀性能的影响（1 mol/L NaCl）

材　料	产生缝隙腐蚀的温度/℃				
	21～22	30	40	50	60
25Cr					
25Cr-1Mo	有	—	—	—	—
25Cr-2Mo	无	有	有	—	—
28Cr-2Mo	无	无	无	有	—
25Cr-3.5Mo	无	无	无	有	—
25Cr-5Mo	无	无	无	无	有

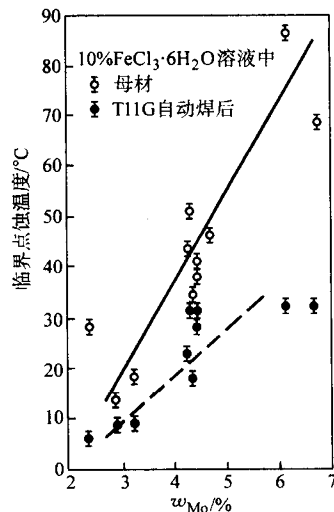


图 13.7-108　钼对铬镍奥氏体不锈钢临界点蚀温度的影响

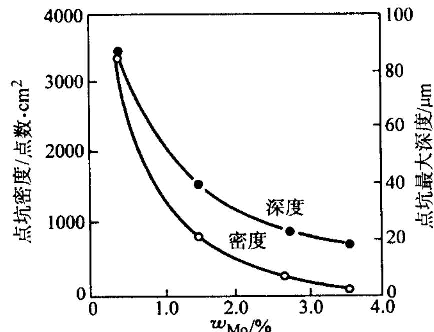


图 13.7-109　钼对铬镍奥氏体不锈钢（质量分数为 18%Cr-10%～15%Ni）在海洋大气挂片条件下点腐蚀的影响

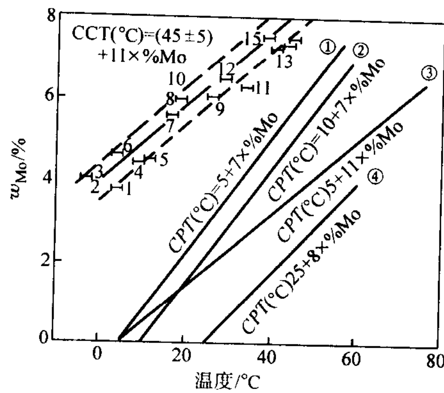


图 13.7-110 钼对铬镍奥氏体不锈钢（质量分数为 18%Cr）临界点蚀温度（*CPT*）和临界缝隙腐蚀温度（*CCT*）的影响

（10% $FeCl_3$ 溶液中）

①常规工业牌号；②含质量分数 0.2%N；③Mn 质量分数 < 0.5%；④加入质量分数 3.5%Si 或含 25%Cr

图中数字 1～15 为不同炉号的铬镍不锈钢

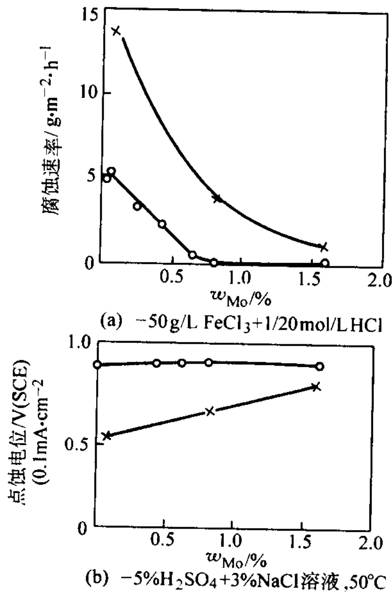


图 13.7-111 Mo 对铬镍不锈钢孔蚀的影响

○25Cr－(7～10)Ni－N；×20Cr－(4～6)Ni－N

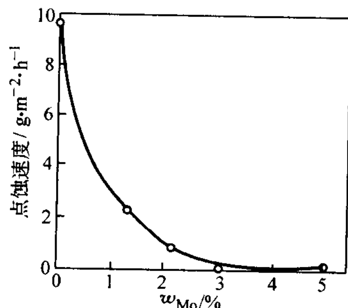


图 13.7-112 Mo 对质量分数为 25Cr-7Ni 双相钢耐点蚀性能的影响

（10% $FeCl_3·6H_2O$，50℃，24 h）

分数）在 3%以下时，随钼含量（质量分数）的增加耐应力腐蚀性能下降；在大于 3%Mo 时，随钼含量的增加，耐应力腐蚀性能随之提高（图 13.7-115）。

在含微量氯化物及饱和氧的水溶液中，其应力腐蚀多以点蚀为起源，在此种条件下，钼对不锈钢耐应力腐蚀性能有利。

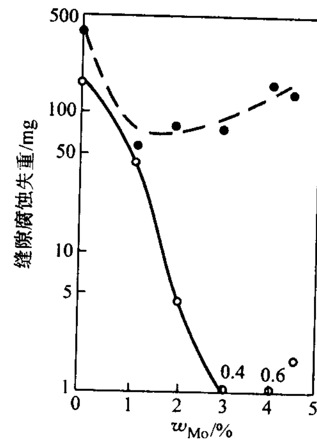


图 13.7-113 Mo 对质量分数为 25Cr-6Ni-N 双相钢耐缝隙腐蚀性能的影响

介质：3% NaCl + $\frac{1}{20}$M Na_2SO_4 + 活性炭，80℃，充空气，30 天

● 固溶 + 1 200℃ × 20 min，空冷处理；○ 固溶处理

表 13.7-21 Mo 对 Cr25 型双相不锈钢耐点蚀性的影响

钢　号	腐蚀率/$g·m^{-2}·h^{-1}$	
	5% $FeCl_3$ + 20 ml/L HAC，50℃	3% NaCl + 1.5% $FeCl_3·6H_2O$ + 20 ml/L HAC，50℃
00Cr25Ni7Mo3N	0	0.007 1
00Cr25Ni6Mo2.5N	0.053 3	—
00Cr25Ni6Mo2N	0.350 9	0.218 4
00Cr25Ni5Mo1.5N	8.017 3	0.133 0

表 13.7-22 Mo 对 Cr25 型双相钢耐缝隙腐蚀性能的影响

钢　号	介质条件	缝隙腐蚀失重/g
00Cr25Ni7Mo3N	10% $FeCl_3·6H_2O$ 40℃，72 h	0.052 0
00Cr25Ni6Mo2.5N		0.172 7
00Cr25Ni5Mo1.5N		0.715 7

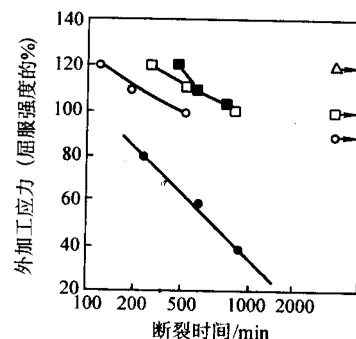


图 13.7-114 Mo 对质量分数为 17%Cr-1%Ni 钢应力腐蚀行为的影响

（140℃沸腾 $MgCl_2$ 溶液）

□ 1.03Mo；■ 2.02%Mo；○ 3.06%Mo；● 5.34%Mo；

△→330 h；□→164 h；○→240 h

在以点蚀为起源的应力腐蚀条件下，由于钼显著提高双相不锈钢的耐点蚀性能，因此钼的加入对提高双相不锈钢的耐应力腐蚀性能是有益的，表 13.7-24 给出了 Cr25 型双相不锈钢在 100℃，42%$CaCl_2$ 水溶液中的试验结果。

1.4 不锈钢中的铜及其作用

铜在不锈钢中的应用开始于 20 世纪 20 年代。在不锈钢中加入一定数量的铜以改善钢的耐蚀性、力学性能、冷成形

表 13.7-23　钼对铁素体不锈钢耐应力腐蚀性能的影响
（140℃沸腾 $MgCl_2$ 溶液）

合　金	断裂时间/h		
	1 050℃ 水冷处理	冷轧态（变形 80%）	815℃×1 h，退火态
Fe-16%Cr	>200(3)①	>200(1)①	>200(3)①
Fe-16%Cr-3%Ni	1.6±0.5(3)	1.4±0.4(3)垂直轧向 3.6±0.3(5)轧向	>200(3)
Fe-16%Cr-2%Mo	>200(3)	5.6±4(3)	>200(1)
Fe-17Cr%-2%Ni-2%Mo	2.0±0.2(3)	2.0±0.2(3)	2.0±0.2(3)

① 括号中数字为试样数。

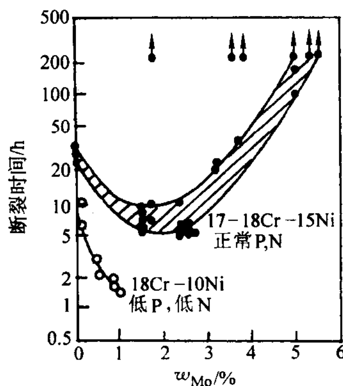


图 13.7-115　钼对铬镍奥氏体不锈钢耐高浓氯化物应力腐蚀性能的影响
（42%$MgCl_2$，沸腾，应力 250 MPa）

表 13.7-24　Mo 对 Cr25 型双相不锈钢耐应力腐蚀性能的影响①

钢　号	出现应力腐蚀裂纹的时间/h
00Cr25Ni7Mo3N	>500②
00Cr25Ni6Mo2.5N	一个试样 500 h，一个试样 142 h
00Cr25Ni6Mo2N	>500②
00Cr25Ni5Mo1.5N	142

① 在 40% $CaCl_2$，100℃，U 形试样。
② 试验 500 h，未出现应力腐蚀裂纹。

性能和切削加工性能。在不同类型的不锈钢中，加入铜的目的不尽一致，有其不同的侧重点。铜的加入恶化了不锈钢的热加工性能，因此铜的加入量受到限制。

1.4.1　铜对不锈钢组织结构的影响

铜是一种较弱的奥氏体形成元素，其形成奥氏体的能力仅为镍的 30%。铜在钢中的溶解度受钢中的铬和镍含量的制约，铬限制铜在钢中的溶解度，耐镍增加铜在钢中的溶解度。因此在不锈钢中的铜含量应有严格限制。Fe-Ni-Cu 相图如图 13.7-116 所示。在此体系中，存在 α、γ、ε 相，所存在相的类型与钢的成分和温度相关。

富铜 ε 相的存在，对不锈钢热加工性能产生不利影响，业已发现，在质量分数为 17%Cr，4%Ni，4%Cu 钢的铸锭中的枝晶结构中，富铜相明显偏析，偏析的富铜相约在 1 230℃开始初熔，由此将引起钢的热加工性能灾难性的恶化。一旦发生此类状况，随后无论是在低温如何加热也不能消除这种显微熔融结构，热加工时将趋于向未熔化的偏析相渗入，使之在较低温度易于瓦解。为控制这种不利影响，不锈钢的工业牌号均限制铜的加入量，通常，在 Fe-Cr 合金中，铜质量分数不超过 2%～3%；在 Cr-Ni 奥氏体不锈钢中，铜质量分数不超过 4%。

在马氏体不锈钢和马氏体时效硬化不锈钢中，在一定热

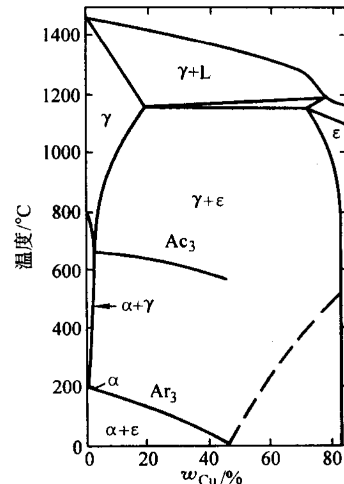


图 13.7-116　含质量分数为 15%Ni 的 Fe-Cu 相图

处理条件下，铜分别促使 M_2X 相析出和初始富铜相向 FCC 富铜 ε 相的转变，致使这两类不锈钢获得二次硬化和时效强化。

在 Cr-Ni 奥氏体不锈钢中，铜对析出行为未产生明显影响，但铜类似于镍，提高了钢的堆垛层错能，显著促进横向滑移并减少了位错堆积反应，这是铜对奥氏体不锈钢冷加工硬化速度产生显著影响的最重要的基本原因。

1.4.2　铜对不锈钢力学性能的影响

1）马氏体和马氏体沉淀硬化不锈钢　表 13.7-25 的数据指出，铜显著提高质量分数为 12%～14%Cr 马氏体不锈钢退火状态下的抗拉强度和屈服强度，而伸长率有所下降。图 13.7-117 指出，在淬火和回火条件下，铜的加入稍许提高了淬火状态的硬度，未见二次硬化反应，如果计入碳的影响，可视为铜对质量分数为 12%～14%Cr 马氏体不锈钢淬火和回火的硬度未产生明显影响。

表 13.7-25　铜对退火态质量分数为 12%～14%Cr 不锈钢力学性能的影响

合金成分（质量分数）/%			状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	艾氏冲击吸收功/J
C	Cr	Cu						
0.11	14.2	0.05	退火	492	289	40.0	78.0	127～130
0.12	13.3	1.30	退火	672	513	26.5	67.6	119～123

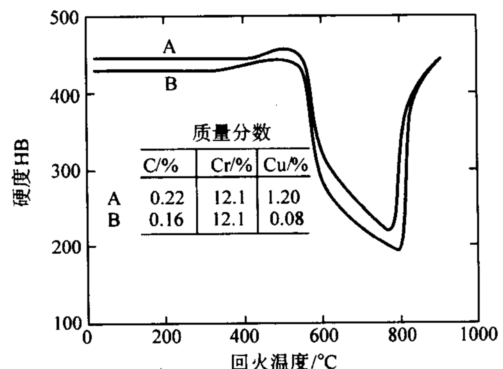


图 13.7-117　铜对淬火和回火的质量分数为 12%～14%Cr 马氏体不锈钢硬度值的影响

铜对含质量分数为 2%Ni 的 Cr-Ni 马氏体不锈钢回火特性的影响如图 13.7-118 所示，铜的加入出现了明显的二次硬化效应，且随铜含量的增加愈加明显。在质量分数为 17%Cr-4%Ni 的沉淀硬化不锈钢中，铜亦显著提高钢的时效硬化反应，如图 13.7-119 所示。

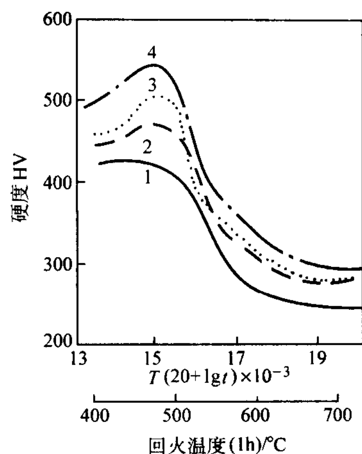


图 13.7-118 铜含量对质量分数为 0.1C-12Cr-2Ni 钢回火特性的影响

（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

1—0%Cu；2—1.21%Cu；3—2.10%Cu；4—4.00%Cu

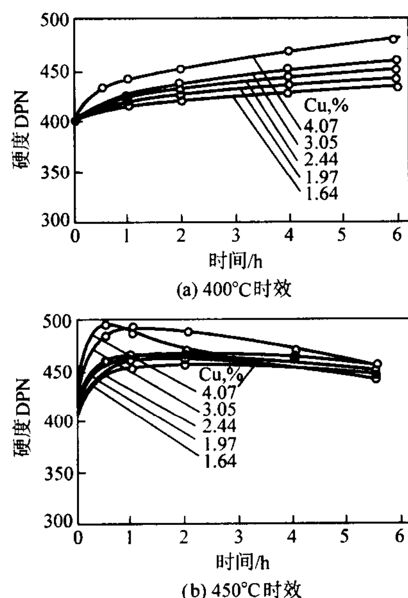


图 13.7-119 铜含量 w_{Cr}对质量分数为 17Cr-4Ni 钢二次硬化的影响

（原始条件：950℃固溶 + －78℃冷处理）

2) 铁素体不锈钢 对于 00Cr17Nb 铁素体不锈钢，少量铜的加入（质量分数≤0.4%），随铜含量的增加，断裂强度和硬度未见变化，屈服强度下降，而钢的伸长率明显上升，此后，随铜含量的增加，强度、硬度和屈服强度提高，而伸长率下降。铜改善铁素体不锈钢冷成形性能的作用也十分明显，适宜的铜含量将提高其冷成形性能，超过一定限度会使之恶化，相关数据如图 13.7-120 和图 13.7-121 所示。铜对高铬铁素体不锈钢的强度和塑韧性未产生明显影响，见表 13.7-26。

3) 奥氏体不锈钢 在奥氏体不锈钢中，在一定的铜含量范围内，随铜含量的增加，铬镍奥氏体不锈钢的强度随之下降，而塑性随之提高，应变硬化指数（n 值）随之下降，约在质量分数为 3%～4%Cu 时 n 值达到一个最低的稳定值，如图 13.7-122 所示。铜对铬镍奥氏体不锈钢应变硬化指数的影响与钢的奥氏体稳定程度有关，镍含量越高，即奥氏体越稳定，铜的影响越小，甚至没有影响，如图 13.7-123 所示。

由于铜的加入降低了强度和提高了塑性以及降低了应变硬化指数，因此降低了铬镍奥氏体不锈钢的冷加工硬化倾向和冷加工开裂敏感性（图 13.7-124、图 13.7-125、表 13.7-27）。

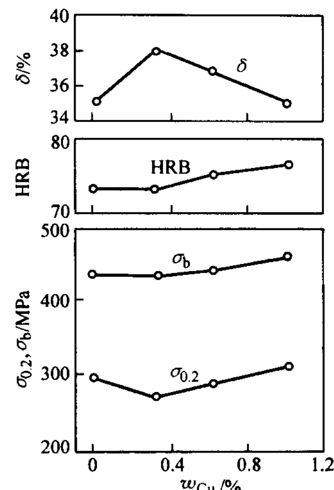


图 13.7-120 Cu 对 00Cr17CuNb 铁素体不锈钢室温力学性能的影响

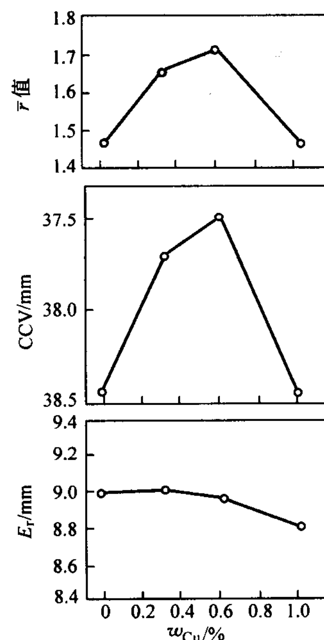


图 13.7-121 Cu 对 00Cr17CuNb 钢冷加工成型有关参数的影响

$\bar{r}$－平均塑性应变化；CCV 锥形杯突深冲极限值

表 13.7-26 铜对质量分数为 24%Cr 铁素体不锈钢力学性能的影响（950℃AC＋700℃WQ）

合金成分（质量分数）/%			σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	艾氏冲击吸收功/J
C	Cr	Cu					
0.26	23.6	—	572	—	28	49.7	3
0.27	24.2	1.2	531	407	26	48.5	4
0.26	24.3	1.6	551	—	22	43.2	3.5
0.27	24.4	2.1	565	462	25	48.5	4
0.25	24.4	2.5	572	462	24	45.9	4

这些性能的变化，对铬镍奥氏体不锈钢的冷成形性能产生显著的有益作用，见图 13.7-126 和表 13.7-28。

在奥氏体不锈钢中，铜的另一有益作用是改善钢的切削加工性能，一些数据列于表 13.7-29 和图 13.7-127 中。含铜钢的切削加工性能相当于含硫的易切削不锈钢，但避开了含硫易切削钢的硫化物夹杂使钢变脏而引起耐蚀性下降的缺

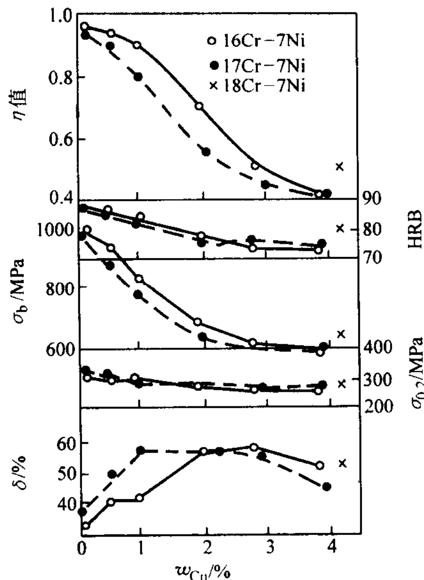


图 13.7-122　铜对质量分数为 0Cr16Ni7、0Cr17Ni7 和 0Cr18Ni9 钢室温力学性能与加工硬化系数的影响

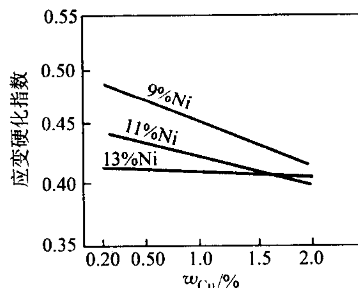


图 13.7-123　铜对质量分数为 Cr18Ni（9～13）钢冷加工硬化倾向的影响

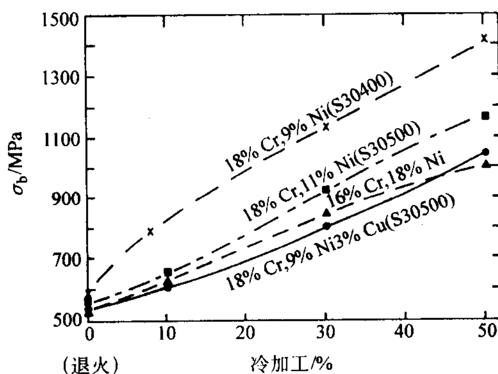


图 13.7-124　铜对质量分数为 0Cr18Ni9 不锈钢冷加工硬化行为的影响

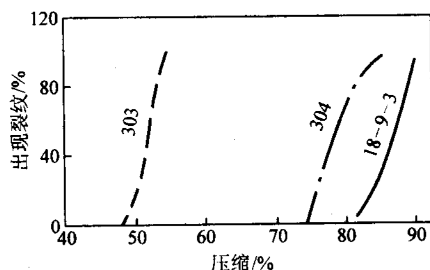


图 13.7-125　0Cr18Ni9S（303）、0Cr18Ni9（304）和 0Cr18Ni9Cu3（18-9-3）钢的冷加工压缩开裂倾向

表 13.7-27　铜对 0Cr18Ni9 钢冷加工硬化因数的影响

合金成分（质量分数）/%			冷加工硬化因数①
Cr	Ni	Cu	
18.6	8.1	—	127
17.7	8.4	1.9	97
17.5	8.4	2.4	93
17.8	8.6	3.0	84
17.5	8.4	3.3	83

① 此因数与塑性压缩一个很小的圆柱体所需的功相关。

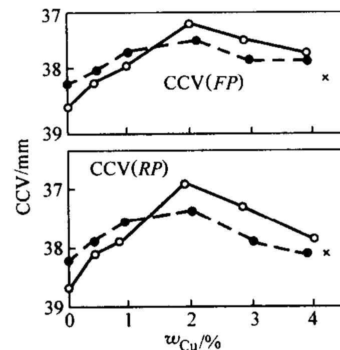


图 13.7-126　铜对 0Cr16Ni7 和 0Cr17Ni7 钢 CCV 值的影响
○ 0Cr16Ni7；● 0Cr17Ni7；× 0Cr18Ni9

表 13.7-28　铜对 0Cr17Ni7 等不锈钢冷成形性诸参数的影响

钢　种	r_0^{20}①	n 值	E 值	CCV 值
0Cr17Ni7Cu2	1.01	0.37	13.37	37.3
0Cr18Ni9	0.87	0.41	12.8	37.6

① r_0^{20}—沿轧向取样，经 20%拉伸变形时的塑性应变比。

点。由于钢的切削加工性能得到改善，零件的生产效率提高，相应的降低了制造成本。

表 13.7-29　含铜钢的零件加工效率和制造的相对成本

牌　号	效率 /件·h⁻¹	增加率 /%	相对制造成本 /件	下降率 /%
0Cr18Ni9	56	—	1.00	—
0Cr18Ni9Cu3	67	21	0.915	8.5
Y1Cr18Ni9	68	22	0.866	13

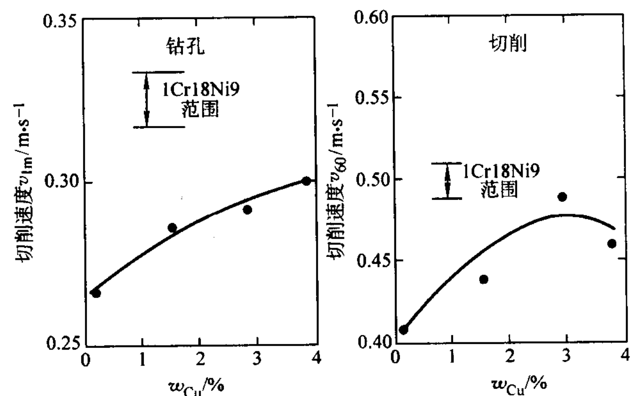


图 13.7-127　铜对 0Cr18Ni9 切削加工性能的影响
钻孔试验：板牙 13 mm，进刀量 0.35 mm/r
v_{1m}—工具失效前累计钻深 1 m 的切削速度
切削试验：切削深度 2 mm，进刀量为 0.3 mm/r
v_{60}—对 60 min 的工具寿命的切削速度

1.4.3 铜对不锈钢耐蚀性的影响

1）均匀腐蚀 铜对不锈钢的电化学行为产生有利影响，它稳定的降低致钝电流和钝化电流，使钢易于钝化和处于较低的腐蚀速度的状态，因此钢的耐蚀性得到改善，图 13.7-128 是铜对不锈钢在 1 mol/L H_2SO_4 溶液中 I_{max} 和 i_p 的影响结果。含质量分数为 3%～4% Cu 的钢具有最佳的耐均匀腐蚀性能。

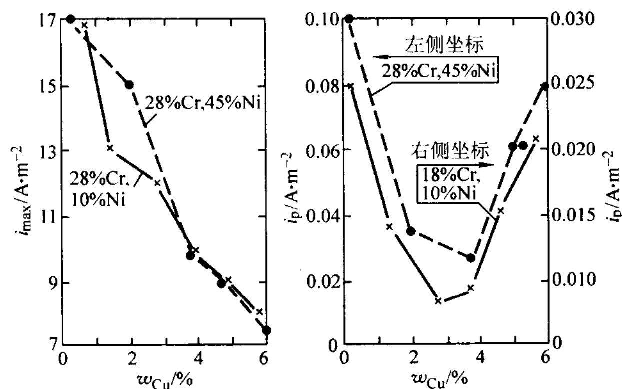


图 13.7-128 铜对不锈钢 i_{max} 和 i_p 的影响
（80℃，2NH_2SO_4，通氮）
质量分数为 28% Cr-4.5% Ni 钢 1 150℃退火
质量分数为 18% Cr-10% Ni 钢 1 000℃，WQ

在铁素体不锈钢中，铜改善了钢的耐锈蚀性能。在所试验的腐蚀环境中具有一致的规律性，如图 13.7-129 所示。

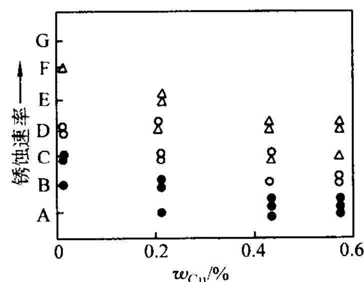


图 13.7-129 Cu 对 00Cr19Nb 钢耐锈蚀性能的影响
● 0.5% NaCl + 0.2% H_2O_2，35℃，24 h；
○ 5% NaCl + 0.2% H_2O_2，35℃ 2 h；△ SO_2 气体腐蚀试验

钼、铜复合合金化，将显著改善钢的耐还原性介质的均匀腐蚀性能，图 13.7-130～图 13.7-133 为铜对不同类型 Cr-Ni-Mo 奥氏体不锈耐硫酸腐蚀性能的影响，结果表明，铜钼

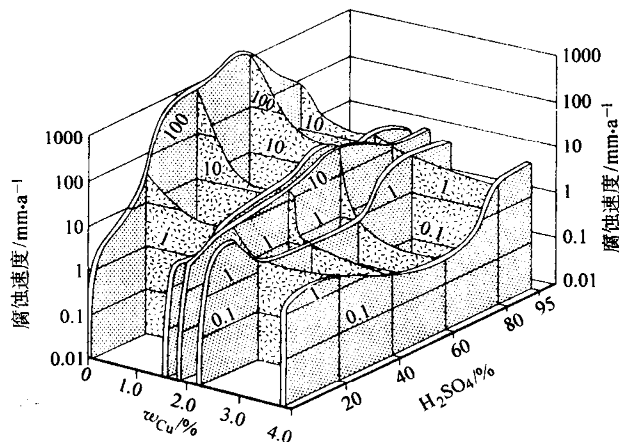


图 13.7-130 铜对 0Cr17Ni12Mo2 在 95℃ H_2SO_4 中耐蚀性的影响

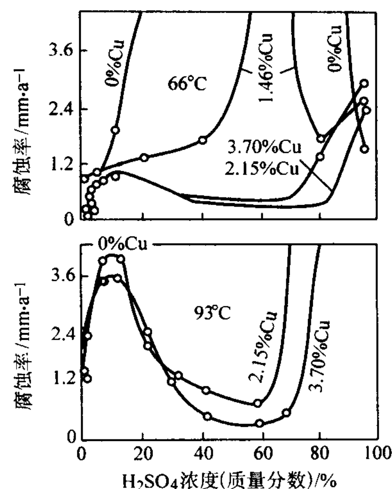


图 13.7-131 铜（质量分数）对 0Cr17Ni12Mo2 钢在 66℃、93℃硫酸中耐蚀性的影响

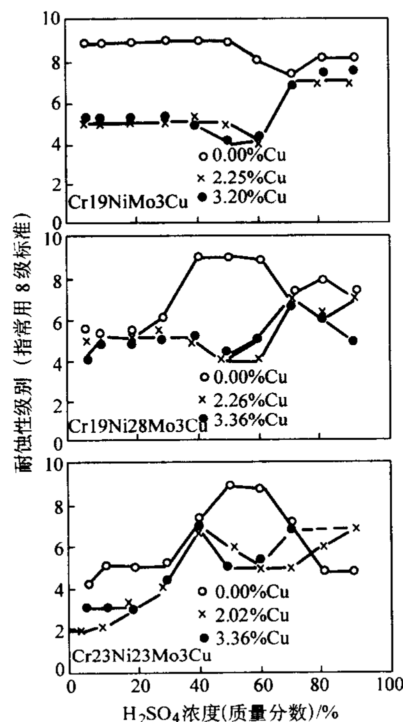


图 13.7-132 不同铜含量（质量分数）的 0Cr19Ni9Mo3，0Cr19Ni28Mo3 和 0Cr23Ni23Mo3 不锈钢在 80℃ 不同浓度硫酸中的耐蚀性

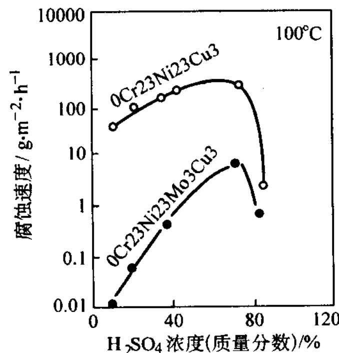


图 13.7-133 铜钼复合的 0Cr23Ni23 在 100℃ H_2SO_4 中的耐蚀性

复合合金化显著改善了该不锈钢在中浓度硫酸中的耐蚀性，在其他的还原性介质中亦具有同样作用，见图 13.7-134 和表 13.7-30。在双相不锈钢中，铜亦提高其在还原性酸性介质中的耐均匀腐蚀性能，图 13.7-135 给出了试验数据。

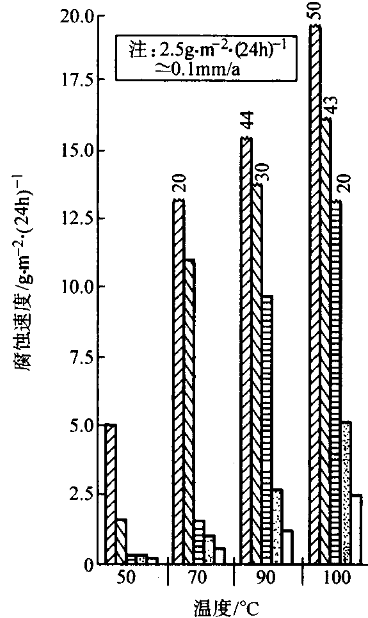


图 13.7-134　铜对奥氏体和 α+γ 双相不锈钢在工业磷酸中（48%P_2O_5 - 2.7%SO_2^{2-} - 0.44%F^-）耐蚀性的影响

表 13.7-30　铜对 0Cr17Ni12Mo2 钢在沸腾正磷酸中耐蚀性的影响

铜的加入量（质量分数）/%	腐蚀速度（3～24 h 的平均值）/mm·a⁻¹
0.028	51.8
0.031	40.9
0.23	10.9
0.46	6.8
0.73	5.3
0.95	3.8
3.03	3.3
3.14	2.5

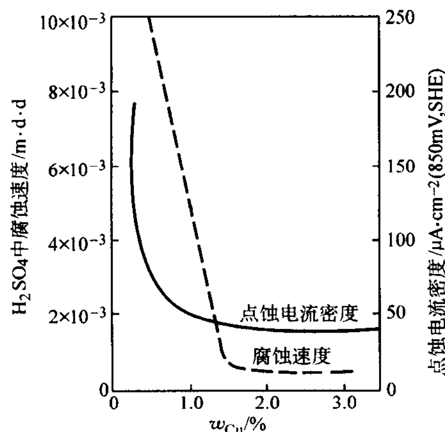


图 13.7-135　Cu 对 25Cr-5Ni-2.5Mo-0.15N 钢耐 H_2SO_4 腐蚀和耐点蚀的影响

H_2SO_4 70%，60℃；点蚀 3% NaCl，30℃ 850 mV SHE

铜对于钢良好耐蚀性的影响机制的研究结果指出，在钼铜复合合金化的钢中，铜加速了不锈钢中钼的溶解，与腐蚀介质相互作用形成 MoO_4^-，强烈促进钢的钝化及铬向表面富集，因而提高钢的耐蚀性能。

在氧化性介质中，铜的加入并不降低钢的耐蚀性，由于铜促使钢的钝化，因此对耐蚀性是有益的，如图 13.7-136 所示。

关于铜的加入量，除考虑耐蚀外，必须以不使钢的热加工性能严重恶化为原则。

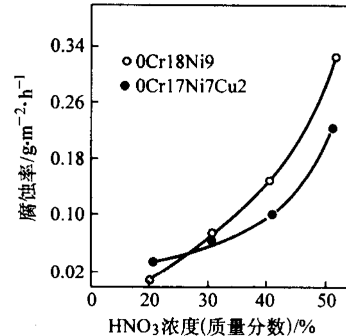


图 13.7-136　0Cr17Ni7Cu2 和 0Cr18Ni9 不锈钢在沸腾硝酸中的耐蚀性

2）点蚀　由于铜的加入对不锈钢由化学行为产生有益影响，因此提高了铁素体不锈钢和双相不锈钢的耐点蚀性能，图 13.7-137 的数据指出这种良好影响，在铁素体不锈钢中，铜对其耐点蚀的有益作用，一般认为是铜抑制了钢的阳极溶解并减缓了点蚀成核和扩展过程。

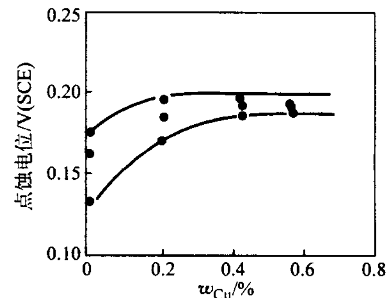


图 13.7-137　Cu 对 00Cr19Nb 钢点蚀性的影响

3.5%NaCl，30℃，100 μA/cm²

对于奥氏体不锈钢，铜对其耐点蚀性能的影响，因数据较少，尚未取得统一认识，但一般认为铜的加入是不利的。

3）应力腐蚀　铜提高了铁素体不锈钢应力腐蚀敏感性，其有害作用甚至大于镍，根据试验结果，为了降低铁素体不锈钢的应力腐蚀敏感性或防止产生氯化应力腐蚀，随介质的不同钢中的铜质量分数应≤0.2%～0.7%，质量分数（Ni+3Cu）应≤0.9%或质量分数（Ni+Cu）≤1.3%。少量的铜和镍对质量分数为 18% Cr - 2% Mo 铁素体不锈钢在沸腾 $MgCl_2$ 中的应力腐蚀的影响见图 13.7-138，少量的铜引起铁素体不锈钢耐应力腐蚀性能下降。

含钼的 Cr-Ni 奥氏体不锈钢，在沸腾 $MgCl_2$ 溶液中的试验结果指出，在含质量分数为 2%～4% Cu 的合金中，铜对合金的应力腐蚀行为几乎没有影响或有稍好的影响，仅少数试验结果显示出不良作用。

对于含镍较高并含钼的奥氏体不锈钢，由于钼含量较高，为使钢保持奥氏体组织，势必增加镍含量，在这种条件下，适量铜的加入提高了钢耐高浓度氯化物的应力腐蚀破裂性能，一些试验结果示于图 13.7-139 和表 13.7-31 中。铜的这种有利影响是其提高钢的强度水平，改善钝化行为以及提高堆垛层错能的综合作用的结果。

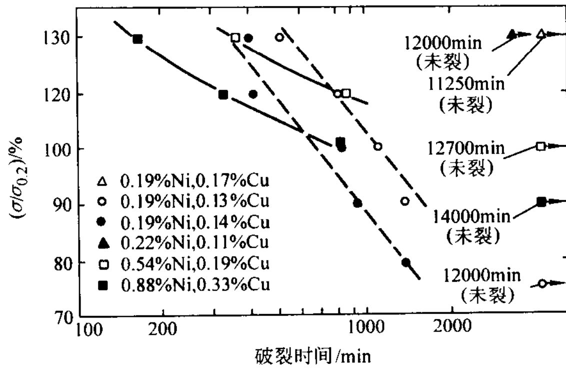


图 13.7-138 铜和镍（质量分数）对 18%Cr-20%Mo 铁素体不锈钢在沸腾 $MgCl_2$ 中应力腐蚀性能的影响

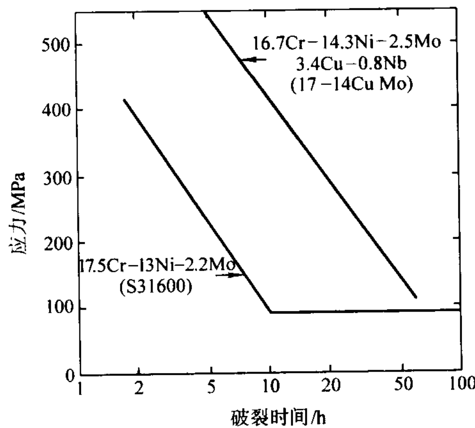


图 13.7-139 铜对 0Cr17Ni13Mo2 在沸腾 $MgCl_2$ 中耐应力腐蚀性能的影响

表 13.7-31 铜对 Ni-Cr-Mo 奥氏体不锈钢耐应力腐蚀性能的影响（沸腾 42%$MgCl_2$，载荷为 309 MPa）

合金成分（质量分数）/%				至破裂时间/h
Cr	Ni	Mo	Cu	
15	15	5	—	114
15	15	5	2	168
15	15	5	4	28
15	25	5	—	272
15	25	5	2	500
15	25	5	4	420

表 13.7-31 的数据说明，在奥氏体不锈钢中，铜的适宜含量与钢中的镍含量有关，在质量分数为 15%Ni 的条件下，铜的质量分数不能超过 2%，而在质量分数为 25%Ni 的条件下，质量分数为 4%Cu 也未见不良影响。

4）抗菌性能　不锈钢中的铜，因富铜 ε 相的析出，具有明显的抗菌效果，含铜抗菌不锈钢（包括马氏体、铁素体和奥氏体不锈钢）已成功应用于医疗和日常生活用品，对防止细菌的兹生具有明显的效果，含铜 Cr-Ni 奥氏体不锈钢的抗菌效果见表 13.7-32。

1.5 不锈钢中的锰及其作用

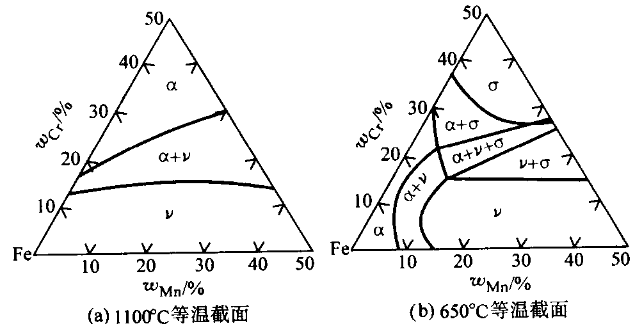
在不锈钢中，锰是作为脱氧元素而残留在钢中，在标准牌号中，马氏体和铁素体不锈钢的锰的质量分数不超过 1.0%，高纯铁素体不锈钢中锰的质量分数不超过 0.4%，通用 Cr-Ni 奥氏体不锈钢锰的质量分数不超过 2.0%。作为合金元素仅在节镍奥氏体不锈钢、高强高氮奥氏体不锈钢和 α + γ 双相不锈钢中使用。在高氮和高间隙元素（C + N）奥氏体不锈钢中，锰的质量分数已高达 20%，在双相不锈钢中也达 5%。在节镍不锈钢和高氮不锈钢中，锰是非常重要和不可缺少的合金元素，其主要作用除以锰代镍外，是增加氮的溶解度，达到节镍和提高强度的作用，至目前为止，高氮奥氏体不锈钢的抗拉强度水平已达到 3 GPa。

表 13.7-32 含铜 00Cr17Ni8Cu4 的抗菌性能

菌种	钢种	表面状态	试验开始时细菌数量 个数	试验开始时细菌数量 平均	24 h 后细菌数量 个数	24 h 后细菌数量 平均
黄葡萄球菌	00Cr17Ni8Cu4	BA	2.3×10^5, 1.8×10^5, 2.0×10^5	2.0×10^5	< 10, < 10, < 10	< 10
		400 号砂纸手磨			770, 510, 400	560
	0Cr18Ni9	BA	2.3×10^5, 1.8×10^5, 2.0×10^5	2.0×10^5	1.4×10^6, 1.3×10^6, 1.5×10^6	1.4×10^6
大肠菌	0Cr17Ni8Cu4	BA	2.4×10^5, 2.6×10^5, 2.3×10^5	2.4×10^5	< 10, < 10, < 10	< 10
		400 号砂纸手磨			5.8×10^4, 1.4×10^3, 1.8×10^5	5.6×10^4
	0Cr18Ni9		2.4×10^5, 2.6×10^5, 2.3×10^5	2.4×10^5	9.5×10^6, 7.8×10^6, 1.1×10^7	9.4×10^6

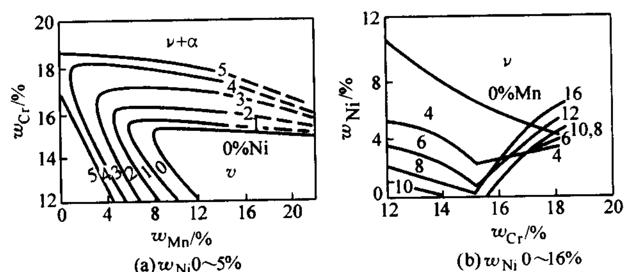
1.5.1 锰对不锈钢组织结构的影响

锰是比较弱的奥氏体形成元素，但具有强烈稳定奥氏体的作用。铁铬锰相图（图 13.7-140）指出，当钢中含铬的质量分数大于 13% 时，仅靠锰是无法获得纯奥氏体组织的，因此，在工业实践中，为获得单一奥氏体组织的不锈钢，必须与 C、N 和 Ni 联合使用，镍和氮对 Fe-Cr-Mn 系统的组织结构的影响示于图 13.7-141 至图 13.7-143。单独使用氮为获



(a) 1100℃等温截面　(b) 650℃等温截面

图 13.7-140 Fe-Cr-Mn 系合金组织图



(a) w_{Ni}0～5%　(b) w_{Ni} 0～16%

图 13.7-141 Fe-Cr-Mn-Ni 系合金组织图

（质量分数为 0.08% ~ 0.12%C，0.08% ~ 0.15%N；1 075℃空冷）

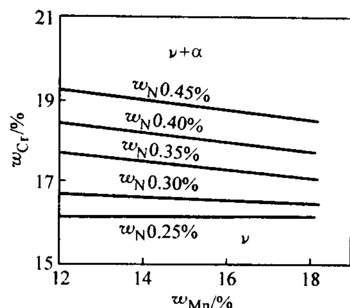


图 13.7-142　Fe-Cr-Mn-N 系合金组织图（1 260℃水冷）

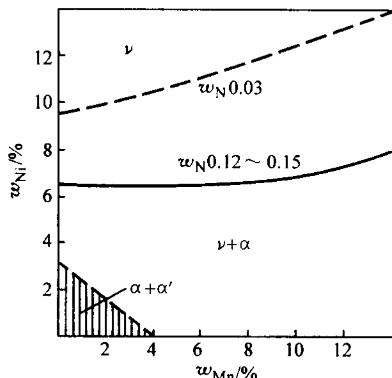


图 13.7-143　Ni，Mn，N 对质量分数为 0.05～0.08%C、18.5%Cr 钢组织的影响（自 1 075℃冷却后）

得单一奥氏体组织，随钢中铬量的提高，所加入的氮量也应相应提高，过量的锰将促进 σ 相析出的铬量下限值下移，在实际使用时，必须予以考虑。在高氮奥氏体不锈钢中，计算镍当量时不同于常规 Cr-Ni 奥氏体不锈钢，应采用下式计算：

$$Ni_{eq} = Ni + Co + 0.1Mn - 0.01Mn^2 + 18N + 30C \qquad (13.7\text{-}4)$$

在含质量分数小于 2% Mn 的通用 Cr-Ni 奥氏体不锈钢中，随锰含量的变化，对其组织没有产生明显影响。

在高铬 α + γ 双相不锈钢中，锰加速了 σ 相析出，如图 13.7-144 所示，因此会显著降低钢的韧性。

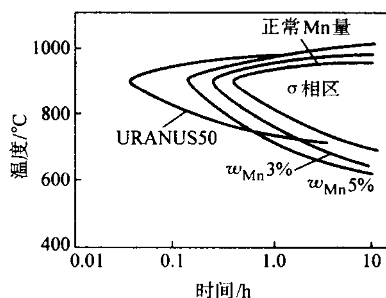


图 13.7-144　Mn 对 00Cr25Ni5Mo3（URANUS50）**钢 σ 相形成倾向的影响**

1.5.2　锰对不锈钢力学性能的影响

在奥氏体不锈钢中，在质量分数为 2% Mn 的范围内，随锰含量的增加对硬度未见影响，抗拉强度和屈服强度却随之降低，但幅度不大，如图 13.7-145 至图 13.7-147。高锰含量的奥氏体不锈钢，由于可溶解更多的氮，因此可达到很高的强度水平，其强化的主导因素是氮而不是锰。

锰的另一重要作用是改善高铬镍奥氏体不锈钢的高温热塑性，过低的锰含量使钢的热加工塑性下降，如图 13.7-148 所示。

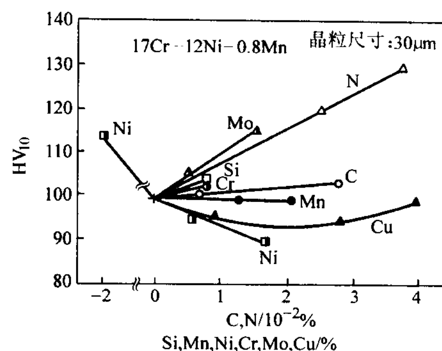


图 13.7-145　合金元素（质量分数）对 Cr-Ni 奥氏体不锈钢硬度的影响

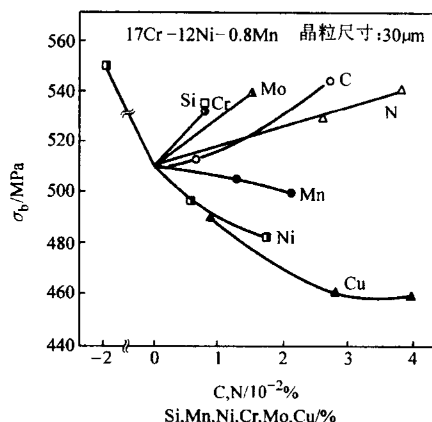


图 13.7-146　合金元素（质量分数）对 Cr-Ni 奥氏体不锈钢抗拉强度的影响

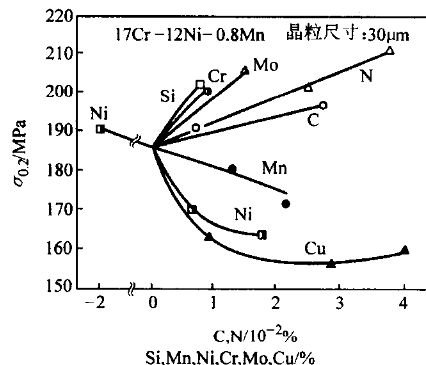


图 13.7-147　合金元素（质量分数）对 Cr-Ni 奥氏体不锈钢屈服强度的影响

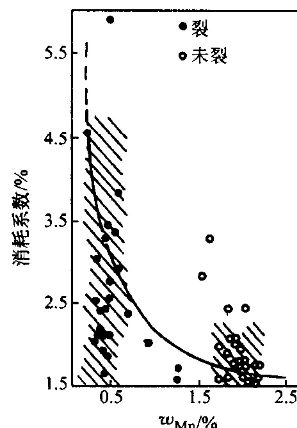


图 13.7-148　锰对 00Cr21Ni21Mo4Nb 不锈钢热塑性的影响

在高纯铁素体不锈钢中，锰提高了钢的脆性转变温度，使钢的使用受到限制，因此对高纯高铬铁素体不锈钢的锰含量要给予严格限制，少量锰对铁素体不锈钢脆性转变温度的影响如图 13.7-149 所示。

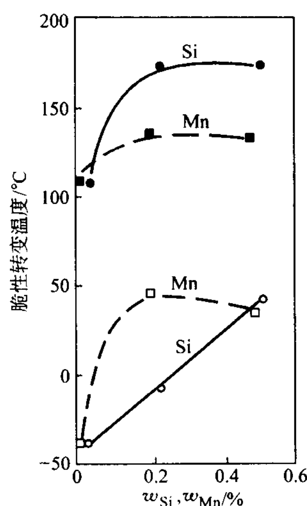


图 13.7-149 钢中 Mn，Si 含量对高纯 Cr21Mo3 铁素体不锈钢脆性转变温度的影响

100℃ × 1 h 处理 ○□ 水冷；●■ 炉冷

锰在不锈钢中最重要的价值是提高了氮在钢中的溶解度，这是高氮奥氏体不锈钢得以发展的理论基础，如图 13.7-150 所示。

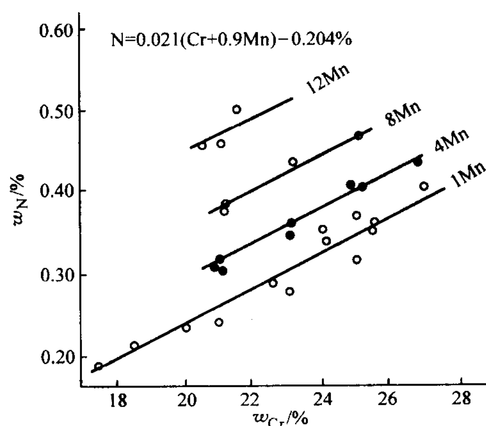


图 13.7-150 Cr、Mn 对氮在含质量分数为 14%Ni 钢中溶解度的影响

1.5.3 锰对不锈钢耐蚀性的影响

1）均匀腐蚀 在 Cr-Mn 和 Cr-Mn-Ni 系奥氏体不锈钢中，钢的耐蚀性仍然由钢中铬含量所决定，锰对钢在氧化性介质中的耐蚀性产生不利影响，且随钢中的铬含量降低而愈加显著。在 HNO_3 中的试验结果如图 13.7-151 所示。锰的不利影响是由于硫化锰夹杂物的形成而引起耐点蚀和缝隙腐蚀能力下降所造成的后果。图中的数据表明，钢中硫降低到一定程度，锰的不利影响基本可以消除。

2）点蚀和缝隙腐蚀 在 Cr-Ni 奥氏体不锈钢中，锰降低了钢的耐点蚀和缝隙腐蚀能力，一些试验结果给出在图 13.7-152～图 13.7-155 中。

1.6 不锈钢中的氮及其作用

氮在铁素体不锈钢中是有害的，它提高铁素体不锈钢的脆性转变温度。在马氏体不锈钢中可取代部分碳，而同样可

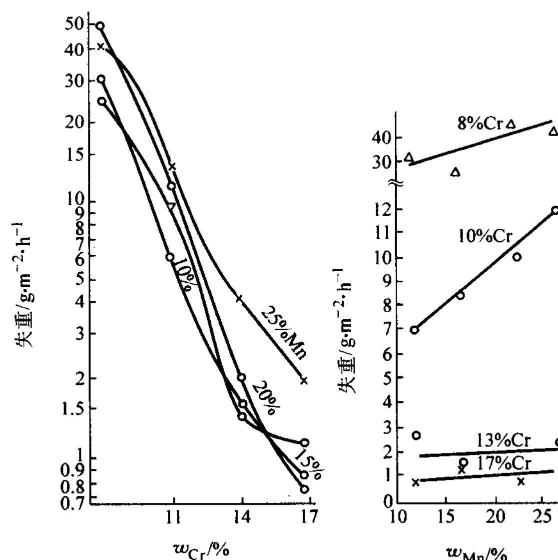


图 13.7-151 铬、锰（质量分数）对 Cr-Mn 不锈钢耐蚀性的交互影响（热 55% HNO_3）

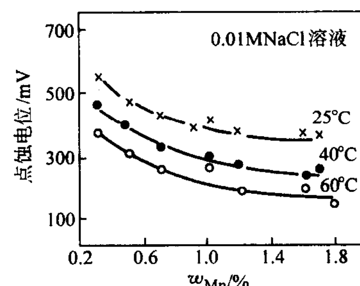


图 13.7-152 锰对 0Cr18Ni9Ti 钢耐点腐蚀性能的影响

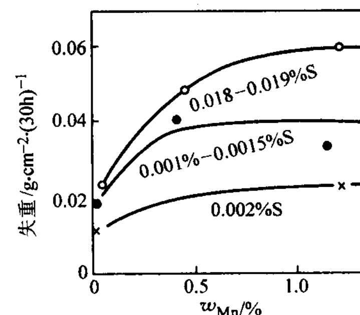


图 13.7-153 锰对不同硫含量 00Cr18Ni11 钢耐点腐蚀性能的影响（0.5 g/L $FeCl_3 \cdot 6H_2O$）

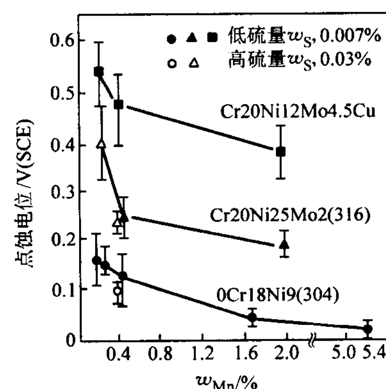


图 13.7-154 锰对铬镍奥氏体不锈钢耐点腐蚀性能的影响

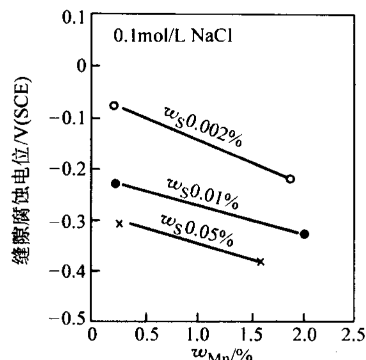


图 13.7-155 锰对0Cr18Ni9钢耐缝隙腐蚀性能的影响

获得足够高的淬火硬度，相应地提高钢的韧性。在奥氏体不锈钢中，开始应用氮的时间较早，初期用在 Cr-Mn-N 和 Cr-Mn-Ni-N 中，以节约钢中的贵重金属镍。除节镍效果外，氮的固溶强化可显著提高钢的强度而不显著损害钢的塑性和韧性，同时氮提高钢的耐均匀腐蚀、耐点蚀、耐缝隙腐蚀和耐晶间腐蚀性能。

基于氮的良好作用，用氮合金化的奥氏体不锈钢的研究和开发得到普遍重视并取得较大进展。目前得到应用的含氮奥氏体不锈钢可区分为控氮型、中氮型和高氮型3类。控氮型是在超低碳（质量分数≤0.02%～0.03%）铬镍奥氏体不锈钢中加入质量分数为0.05%～0.12%氮，用以提高强度，使之达到含稳定化元素钛或低碳（质量分数≤0.08%）通用奥氏体不锈钢的水平，同时耐晶间腐蚀和耐晶间型应力腐蚀性能优良，达到超低碳不锈钢的水平；中氮型含有质量分数为0.12%～0.40%氮，以提高强度为主要目的，同时不损害原有耐蚀性；含氮量大于0.40%的一类奥氏体不锈钢为高氮型。高氮型奥氏体不锈钢在加压条件下冶炼和浇注或者调整钢中的铬、锰含量、在常规条件下冶炼和浇注，以达到将氮加入到足够高的水平。此类钢具有远超过常规奥氏体不锈钢的强度，适宜的合金化亦可得到优良的耐蚀性，单纯的 Fe-Cr-Mn-N 型高氮不锈钢主要用于高强度和良好韧性的使用条件。目前，高氮奥氏体不锈钢的固溶状态和冷加工状态下的屈服强度水平已分别达到 2 GPa 和 3.6 Pa，同时具有足够高的塑韧性。含质量分数为0.8%～1.2%氮的高氮奥氏体不锈钢已开始工业化生产并得到实际应用。

1.6.1 氮对不锈钢组织结构的影响

氮是一种非常强烈地形成奥氏体并扩大奥氏体相区的元素，其形成奥氏体的能力相当于碳，约为镍的30倍。图 13.7-156 是 Fe-Cr-N 的三元状态图，不同温度的等温截面如图 13.7-157 和图 13.7-158 所示。在 Fe-Cr-N 系统中，在不锈钢成分范围内，存在 γ、α、Cr_2N、CrN 等合金相，相的构成与钢的合金成分和处理温度相关。氮在钢中的溶解度与温度

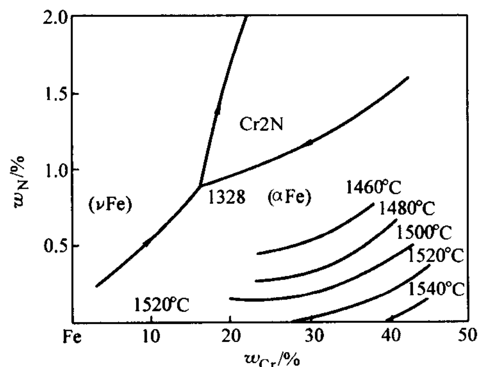
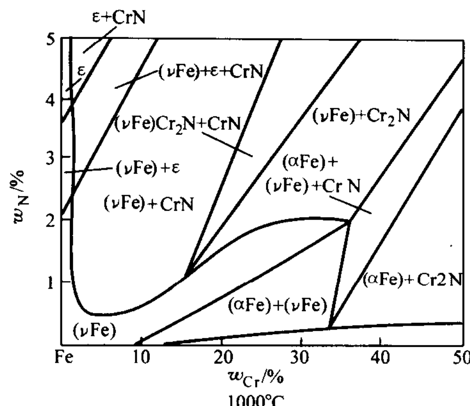


图 13.7-156 Fe-Cr-N 液相状态图



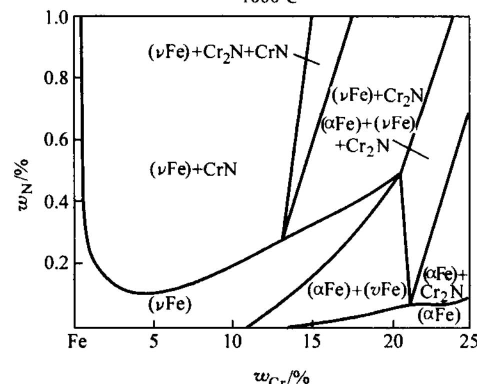
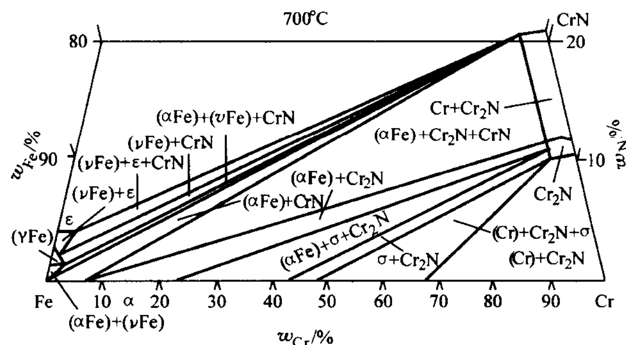


图 13.7-157 Fe-Cr-N 在 1 200℃和 1 000℃的等温截面



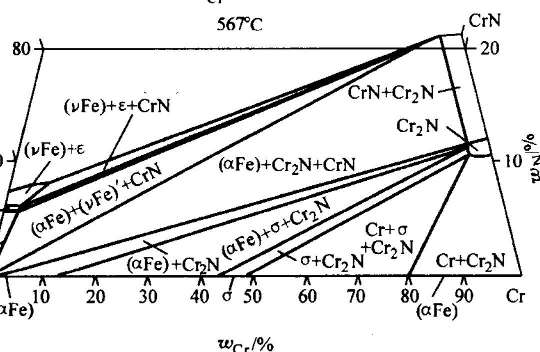


图 13.7-158 Fe-Cr-N 在 700℃和 567℃的等温截面

和成分（Cr，Mn）含量相关。氮对 Fe-Cr-Mn 和 Fe-Cr-Ni 系统的 γ 和 α 相界的影响如图 13.7-142、图 13.7-143 和图 13.7-159 所示。显然，氮具有强烈扩大 γ 相区的功能。

由于氮在奥氏体不锈钢中，增加了奥氏体的稳定性，它还可以抑制碳化物析出和延缓 σ（χ）相的析出，如图 13.7-160 所示。因此，对钢的耐敏化态晶间腐蚀和钢的韧性产生有利影响。

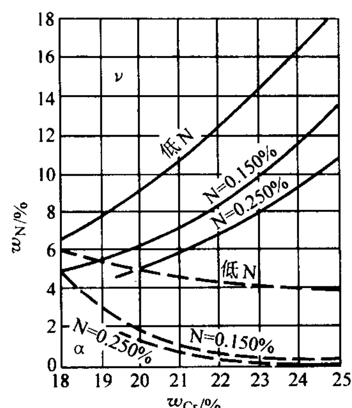


图 13.7-159 氮（质量分数）对 Fe-Cr-Ni 合金 γ→α 转变相界的影响

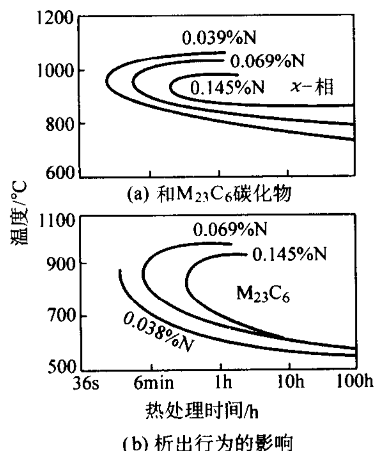


图 13.7-160 氮（质量分数）对 00Cr17Ni13Mo4.5 钢中 χ 相

氮在钢中的溶解度与钢的成分和组织结构有关。氮的溶解度与钢中铬、温度和钢的组织之间的关系如图 13.7-161 所示，在压力状态下和含锰不锈钢，其溶解度将增加，如图 13.7-162 所示。

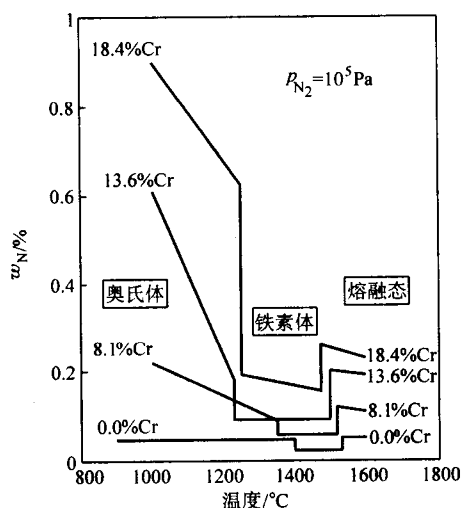


图 13.7-161 在常压下氮在钢中的溶解度与铬含量 w_{Cr}、温度、组织结构之间的关系

1.6.2 氮对不锈钢力学性能的影响

1）马氏体不锈钢 基于氮有极强的奥氏体形成能力，利用氮取代部分碳，使钢不致于形成单一铁素体组织仍具有

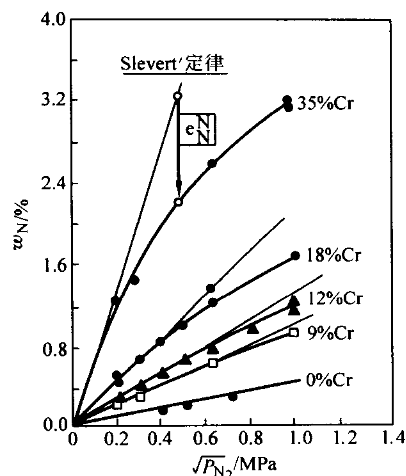


图 13.7-162 压力对在 1 600℃不同 Fe-Cr 合金中氮溶解度的影响

淬硬性，通过 M_2X 沉淀强化了马氏体不锈钢二次硬化效应，因此增加了钢的强度，对于不同碳含量的 12Cr-Mo-V 钢的试验结果充分显示了氮的强化效果，如图 13.7-163 所示。在 Cr13Ni4Mo 马氏体钢中氮也具有明显的强化效果，见图 13.7-164。氮亦提高 12CrMoV 钢的高温蠕变断裂性能，如图 13.7-165 所示。

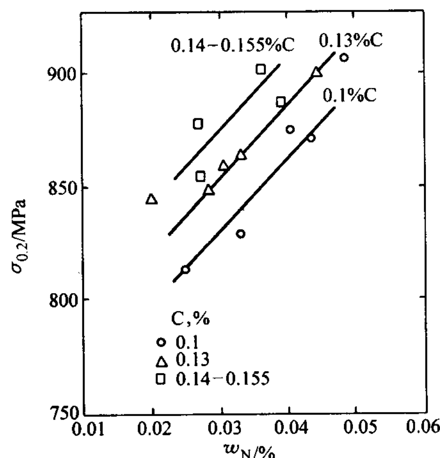


图 13.7-163 氮对不同碳含量 w_C 的 12Cr-Mo-V 钢屈服强度的影响（1 050℃，AC + 650℃ × 1 h）

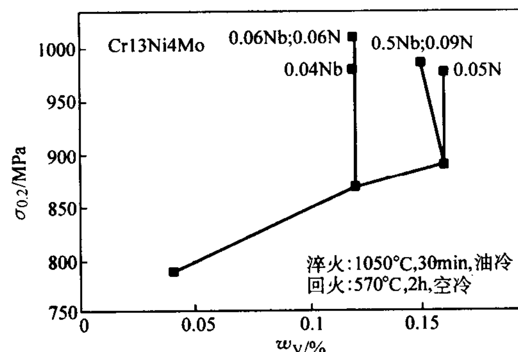


图 13.7-164 含镍马氏体不锈钢的屈服强度与 V、Nb、N 含量（质量分数）的关系

在马氏体不锈钢中，氮提高了钢冲击性能，如图 13.7-166 所示。由于氮对马氏体不锈钢韧性的良好影响，通过 PESR（加压电渣重熔炉）方法生产的 3Cr15Mo1N（0.3）马氏

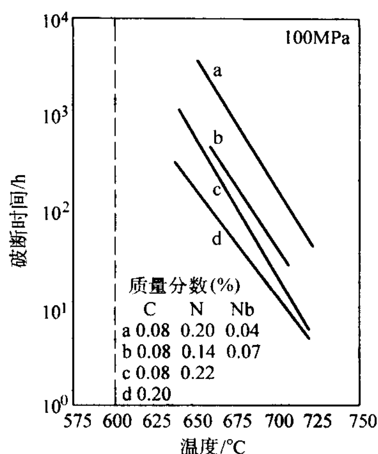


图 13.7-165 氮对 12CrMoV 钢恒应力蠕变断裂性能的影响（约 2 000 h 试验）

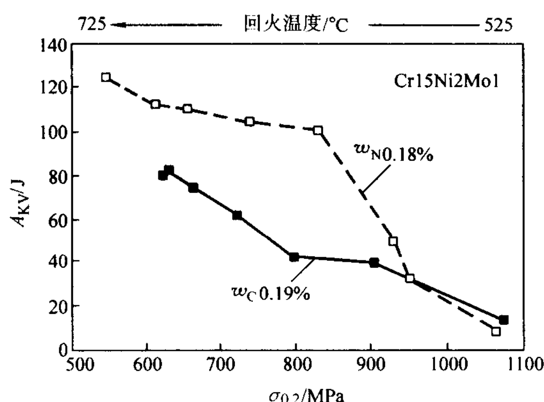


图 13.7-166 淬火和回火状态下含碳和氮马氏体不锈钢冲击性能比较

体不锈钢，同样可达到高碳 11Cr17 钢的硬度水平（≥59HRC），但它却具有优异的过渡碾压性能，两者比较试验结果如图 13.7-167 所示，因此它已成功用于航空工业。

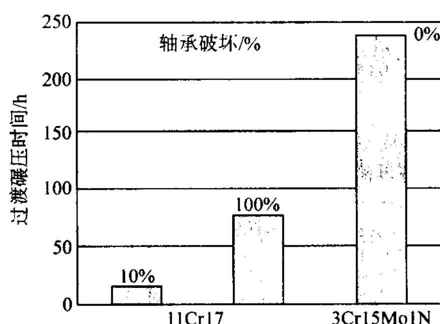


图 13.7-167 3Cr15Mo1N 不锈球形轴承的寿命与 11Cr17（440C）轴承的比较（过渡碾压试验条件：p_0 = 2 800 MPa，转速 12 000 r/min 间歇喷盐）

2）铁素体不锈钢 氮对铁素体不锈钢的力学性能产生极不利的影响，主要是降低钢的冲击性能，使其塑-脆性转变温度提高，如图 13.7-168 和图 13.7-169 所示。

3）奥氏体不锈钢 氮显著提高 18Cr-8Ni 和 18Cr-12Ni-2Mo 奥氏体不锈钢的强度，其塑性仍保持足够高的水平，对于含钼奥氏体不锈钢的伸长率下降较不含钼钢明显，如图 13.7-170～图 13.7-172 所示。

在高氮奥氏体不锈钢和合金中，氮亦具有提高强度的功能图 13.7-173，但含氮 w_N0.84%合金存在一个明显的塑性-

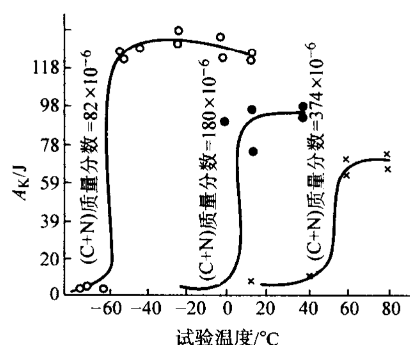


图 13.7-168 Cr18Mo2 型铁素体不锈钢的 DBTT 与钢中 C + N 含量的关系

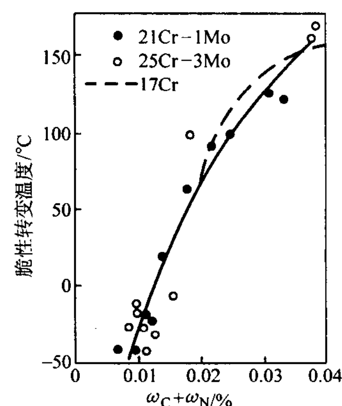


图 13.7-169 C + N 量对几种铁素体不锈钢脆性转变温度的影响

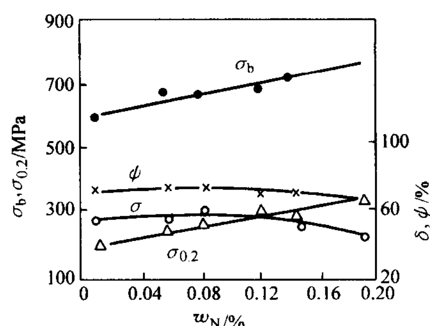


图 13.7-170 氮对 00Cr19Ni10 钢室温力学性能的影响

脆性转变温度，高镍含量并未使其韧性恢复，如图 13.7-174 所示。氮含量愈高其脆性转变温度愈高，小于 0.67%N 的合金，在 -200℃仍具有足够高的冲击性能，但质量分数为 0.84%N 合金的 -200℃冲击性能显得过低。

在 Cr-Mn-N 系高氮奥氏体不锈钢中，由于 fcc（面心立方）的滑移系统和氮间隙固溶强化效果，在获得高的强度的同时，仍保持高的塑性和韧性，如图 13.7-175～图 13.7-177。在相同的强度水平下，高氮高强奥氏体不锈钢的断裂韧性高于马氏体时效钢。

在低碳 Fe-Cr-Ni-Mn-N 系统，氮亦显著提高奥氏体不锈钢的屈服强度，含质量分数为 1.2%N 钢的屈服强度可达 800～900 MPa，如图 13.7-178 和图 13.7-179 所示。

在高氮奥氏体不锈钢中，氮除提高强度和仍保持良好的塑韧性外，氮的不利作用在于，当氮高于一定数量后，此类钢出现塑性向脆性转变，将限制钢的使用范围，出现塑性向脆性转变的机理尚待进一步研究，23Cr-4Ni-2Mo-1N 奥氏体不锈钢塑-脆性转变曲线如图 13.7.7-180 所示。

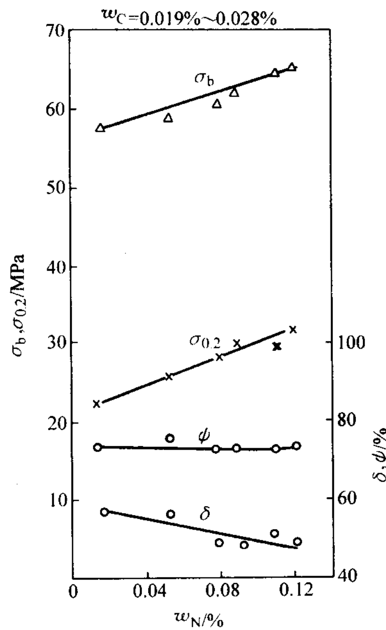


图 13.7-171 N对含质量分数为0.019%-0.023%C的18%Cr-12%Ni-2.5%Mo钢室温力学性能的影响

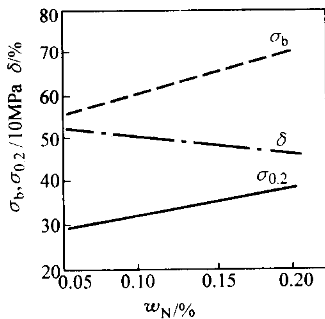


图 13.7-172 氮对含6%钼的奥氏体不锈钢室温力学性能的影响

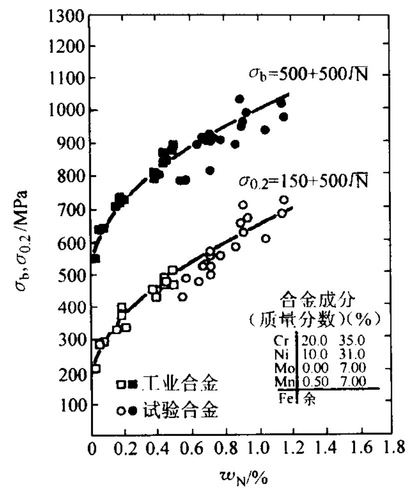


图 13.7-173 氮对富镍奥氏体合金强度的影响

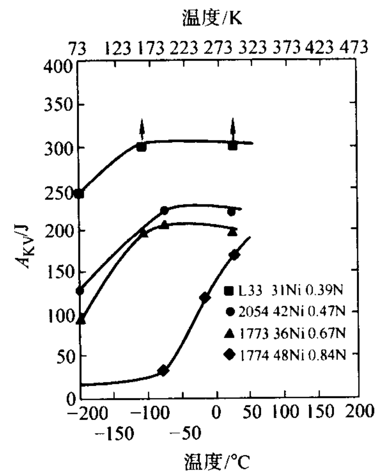
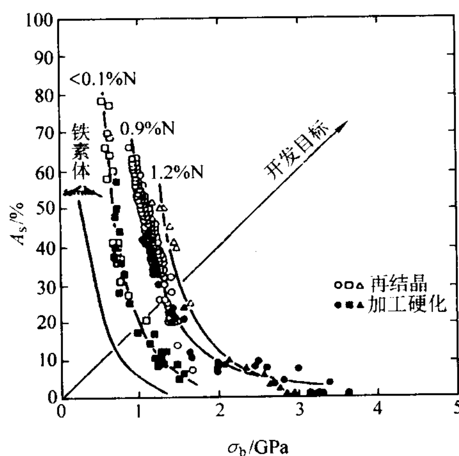


图 13.7-174 高氮高镍 Fe-Cr-Ni-C 奥氏体合金的塑-脆性转变温度（DBTT）



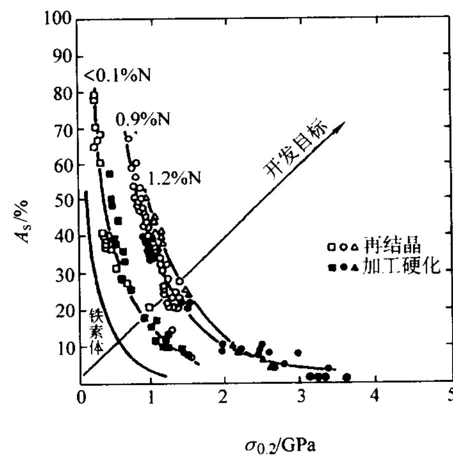


图 13.7-175 高氮（质量分数）奥氏体不锈钢的强度和伸长率

在高氮无磁高强度奥氏体不锈钢中，氮在提高强度的同时亦显著提高钢的疲劳强度，一些相关数据绘于图 13.7-181 和图 13.7-182 中。

氮提高了高镍和不同铬、锰组合高性能奥氏体不锈钢的冷作硬化反应（图 13.7-183～图 13.7～185）和增强了形变热处理的强化效果（图 13.7-186 和图 13.7-187），随氮含量的提高屈服强度急剧增加而韧性指标未发生改变。以此可以采用工艺手段获得更高的强度并保持原有的冲击韧性。

1.6.3 氮对不锈钢耐蚀性的影响

1）铁素体不锈钢 在铁素体不锈钢中，氮对钢耐均匀腐蚀、耐点蚀、耐缝隙腐蚀、耐应力腐蚀均产生不利影响，并提高对晶间腐蚀的敏感性，图 13.7-188～图 13.7-190 给出

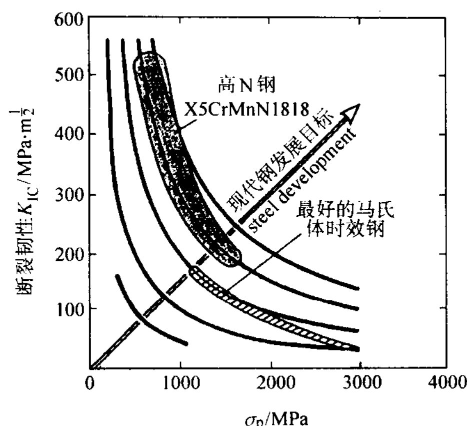


图 13.7-176 高氮奥氏体不锈钢的屈服强度、断裂韧性与马氏体时效钢的对比

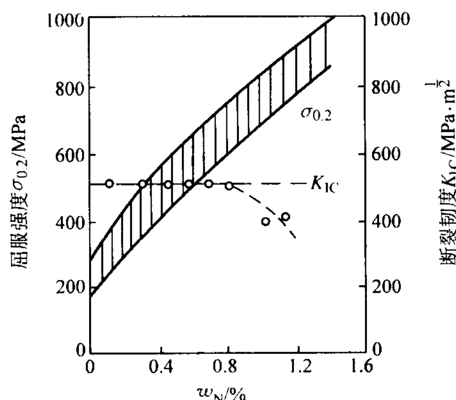


图 13.7-177 氮对高氮稳定奥氏体不锈钢强度和断裂韧度的影响

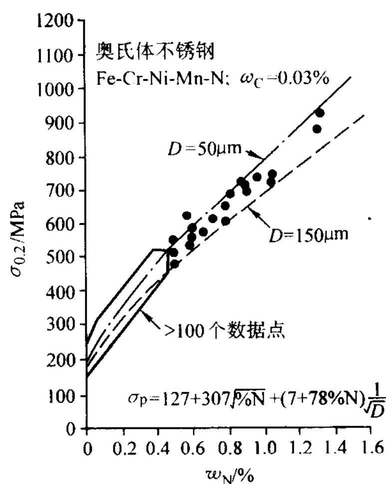


图 13.7-178 固溶体中的氮对 Fe-Cr-Ni-Mn-N 奥氏体不锈钢屈服强度的影响

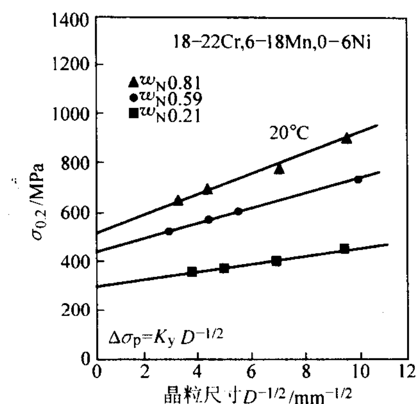
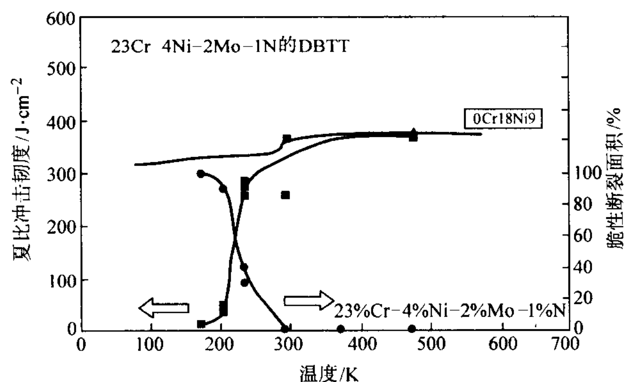


图 13.7-179 在 Fe-Cr-Mn-N 奥氏体不锈钢中氮含量、屈服强度、晶粒尺寸之间的关系



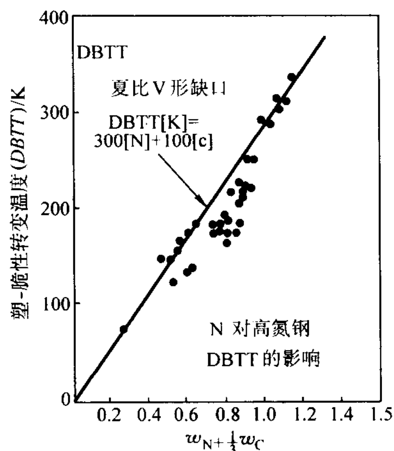


图 13.7-180 高氮 23Cr-4Ni-2Mo-1N 钢塑-脆性转变和氮对高氮奥氏体不锈钢 DBTT 的影响

了 C+N 的不利影响的典型数据。就耐蚀性而言，钢中的 C+N 应控制在较低水平。为获得良好的耐晶间腐蚀性能，C+N 的控制水平与钢中铬含量有关，随钢中铬含量提高，C+N 含量可相应提高，例如含质量分数为 19%Cr 的铁素体不锈钢，$w_C + w_N$ 可控制在（60~80）$\times 10^{-6}$，而含质量分数为 30%Cr 的不锈钢可放宽到（130~200）$\times 10^{-6}$，实际应用时必须将 C+N 对钢的力学性能的影响一并考虑。

2）双相不锈钢　在双相不锈钢中，氮显著提高不同牌号双相钢的耐点蚀性能（图 13.7-192~图 13.7-194）、耐缝隙腐蚀性能（图 13.7-195）和耐应力腐蚀性能（图 13.7-196 和图 13.7-197）。

3）奥氏体不锈钢　图 13.7-198~图 13.7-200 的数据表明，氮对 Cr-Ni 和 Cr-Ni-Mo 奥氏体不锈钢在氧化性和还原性酸性介质中的良好作用。在腐蚀和缝隙腐蚀环境也呈现出氮的有益影响，如图 13.7-201~图 13.7-204 所示。

在 Fe-Cr-Ni-Mo-Mn-N 高氮奥氏体不锈钢中，钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能可用 MARC 规则表述（MARC=Cr+3.3Mo+20C+20N-0.5Mn-0.25Ni），在固溶体中的 Cr、Mo、C、N 是有益的，而 Mn 和 Ni 不利，图 13.7-205 给出了 CPT 临界点蚀温度和 CCT 临界缝隙腐蚀温度与 MARC 之间的关系，显示

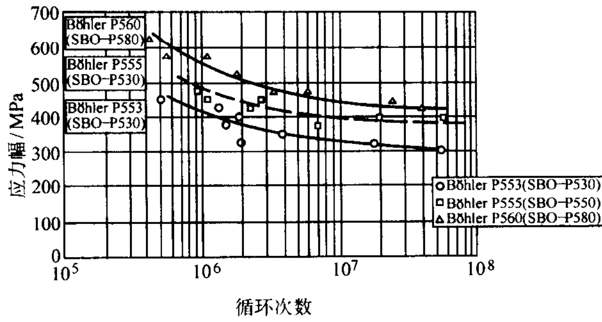


图 13.7-181 氮对 Fe-Cr-Mn-Ni-N 高强无磁钢疲劳强度的影响（旋转梁弯曲试验）

合金成分（质量分数） %

试验用钢	C	Mn	Cr	Mo	Ni	N
SBO-P530	≤0.06	18.5/20.0	13.0/14.0	≤0.45	≤1.50	0.25/0.35
SBO-P550	≤0.06	19.0/20.5	17.5/19.0	≤0.45	≤1.50	0.50/0.60
SBO-P580	≤0.06	22.0/24.0	20.5/22.5	≤1.50	≤2.50	0.80/0.95

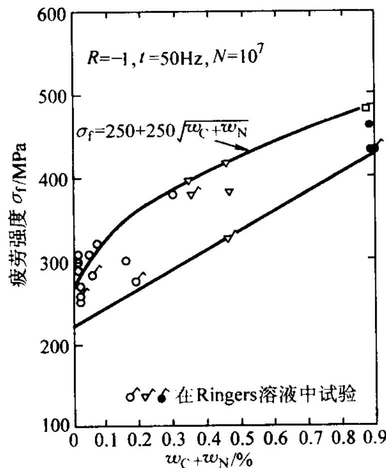


图 13.7-182 氮对 Cr-Mn-N 奥氏体不锈钢在室温空气中和 37℃的 Ringers 溶液中疲劳强度的影响

Ringers 溶液成分：100 g 水中含有 0.8 g NaCl，0.02 g KCl，0.02 g $CaCl_2$，0.1 g $NaHCO_3$

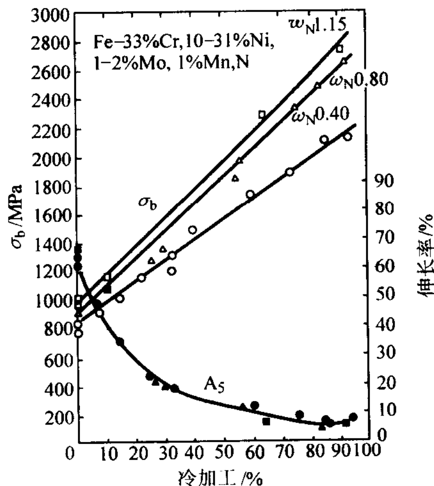


图 13.7-183 氮对 Fe-Cr-Ni-Mo 钢加工硬化行为的影响

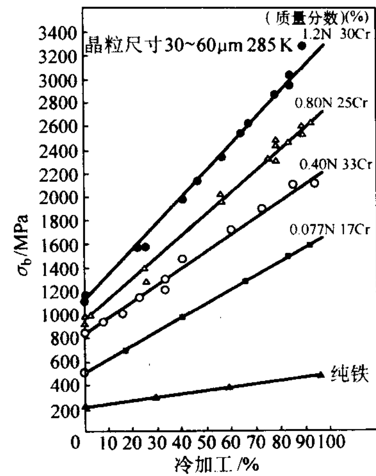


图 13.7-184 氮对高氮 Fe-Cr-Mn-N 奥氏体不锈钢冷加工硬化行为的影响

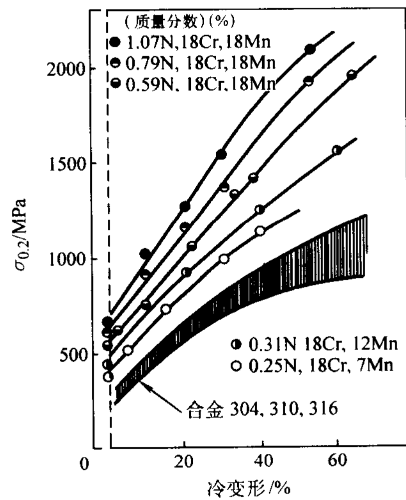


图 13.7-185 氮对 18Cr-18Mn 奥氏体不锈钢冷加工硬化行为的影响

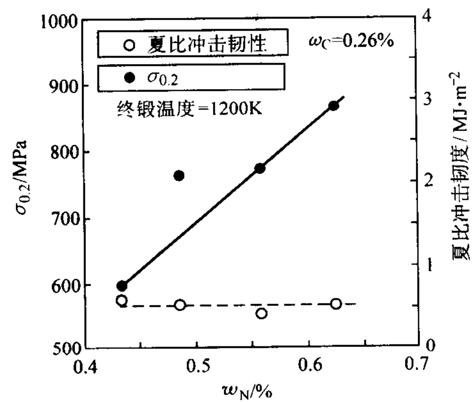


图 13.7-186 氮含量 w_N 对 20Cr-15Mn-4Ni-2Mo-V 奥氏体不锈钢形变热处理强化效果的影响

形变工艺：40 mm 方坯→1 423℃加热→锻成直径为 25 mm 棒材

出了氮的良好作用。工业产品在氯化物环境中的点蚀电位测定的结果证实了氮的有益影响，如图 13.7-206 所示。

通用 Cr-Ni 奥氏体不锈钢中的氮改善了钢的耐晶间腐蚀性能，氮对 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢的耐晶间腐蚀性能的影响如图 13.7-207 和图 13.7-208 所示。就耐晶间腐蚀而言，对

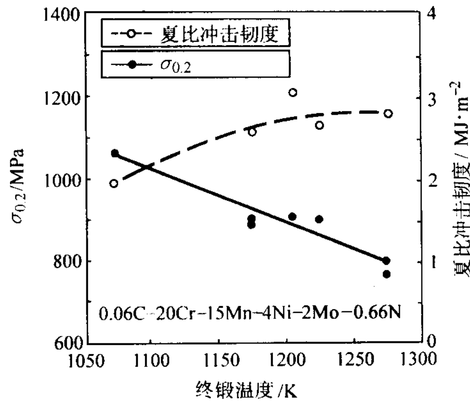


图 13.7-187 终锻温度对 Cr-Mn-Ni-Mo-N 屈服强度和冲击韧度的影响

形变工艺同图 13.7-186

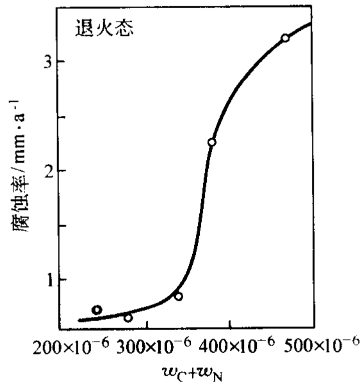


图 13.7-188 在 65%沸腾 HNO_3 中，C+N量对 Cr21Mo3 铁素体钢耐蚀性的影响

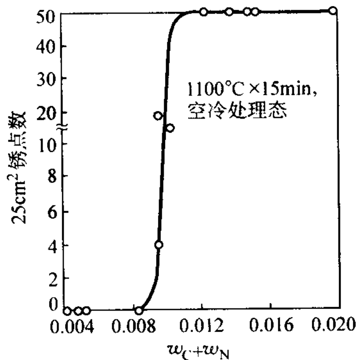


图 13.7-189 在 5%NaCl 中（35℃）C+N量对 Cr16 铁素体钢锈蚀的影响

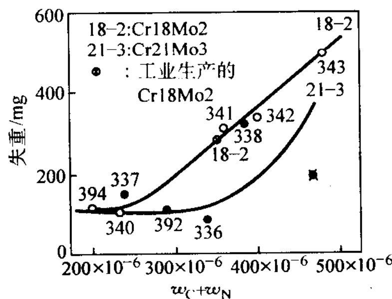


图 13.7-190 在 40℃10% $FeCl_3\cdot H_2O$ 中 C+N量对 Cr18Mo2 和 Cr21Mo3 铁素体钢缝隙腐蚀性能的影响

（试验 120 h）

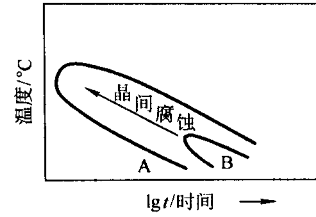


图 13.7-191 C+N量对铁素体不锈钢晶间腐蚀倾向的影响

C+N量 A≫B

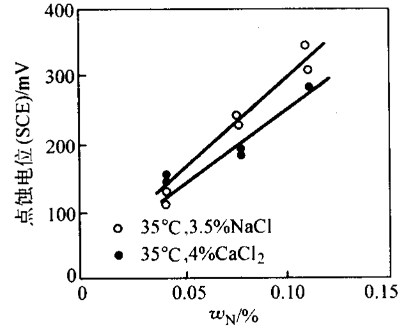


图 13.7-192 氮含量对 00Cr18Ni6Mo3Si2Nb 钢点蚀电位的影响

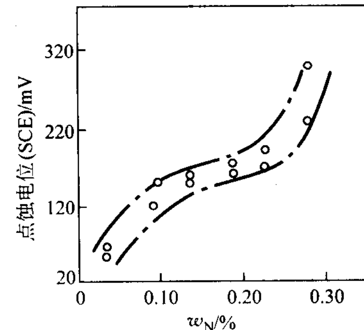


图 13.7-193 在 80℃，3.5% NaCl 中，氮对 00Cr25Ni6Mo3 钢点蚀电位的影响

18Cr-8Ni 型奥氏体不锈钢，最佳的氮含量（质量分数）为 0.16%，过高的氮含量由于 Cr2N 的析出，抵消了部分有益作用，但仍不低于不含氮钢，由于这种良好的作用也改善了此类钢耐晶间型应力腐蚀性能（IGSCC），其最佳氮含量与耐晶间腐蚀性能一致，如图 13.7-209 所示。

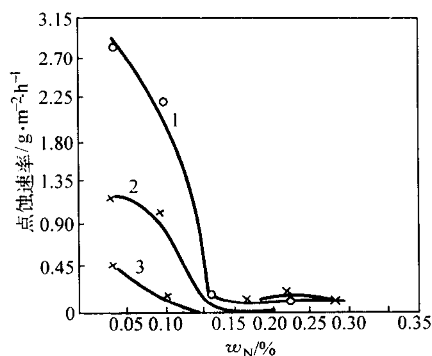
氮提高不锈钢耐腐蚀性的机制大致可以归纳为如下几点。

① 氮改善了 Cr-Ni 奥氏体不锈钢的电化学行为（图 13.7-210），使钢易于钝化并降低腐蚀电流，因此提高了钢的耐均匀腐蚀性能。

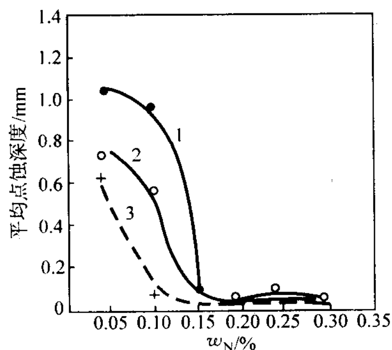
② 氮降低铬在钢中的活性，优先沿晶界偏聚，抑制或延缓铬碳化物 $Cr_{23}C_6$ 的析出（图 13.7-160），降低了晶界处因 $Cr_{23}C_6$ 的析出所引起的铬的贫化程度（图 13.7-211），从而提高了耐晶间腐蚀性能。

③ 氮在表面膜中富集，同时使表面膜中富铬并得到试验证明（图 13.7-212 和图 13.7-213），因此提高钢的钝化能力和钝态稳定性，这是氮提高钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀的重要原因。

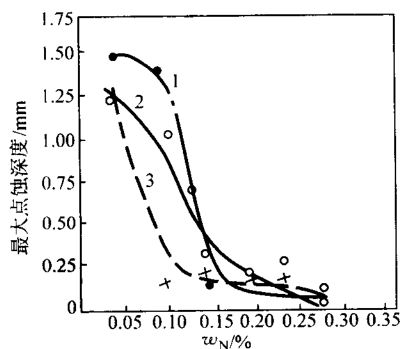
④ 氮与闭塞区（OC）的溶液反应可形成 NH_4^+，抑制闭塞区中溶液 pH 值的下降，氮亦可生成 NO_3^-，有利于钢的再钝化，对提高钢的耐点蚀和耐缝隙腐性作出贡献。在含氮的 25Cr-6Ni-3Mo 双相不锈钢中，氮确实抑制闭塞区 pH 值的下降（图 13.7-214）。



(a) 点蚀速率



(b) 平均点蚀深度

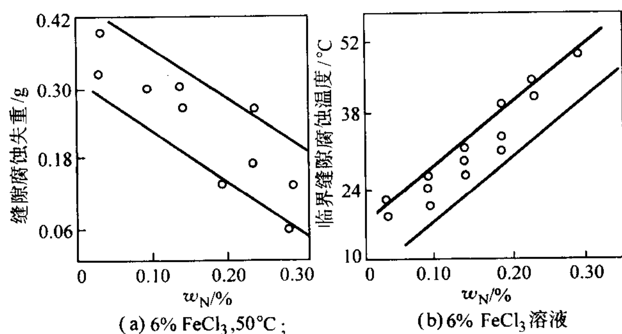


(c) 最大点蚀深度

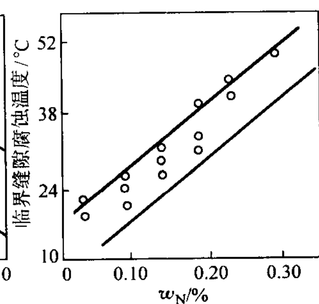
图 13.7-194　氮对 00Cr25Ni6Mo3 双相钢点蚀行为的影响

1—50℃，6% $FeCl_3$ + 0.05 mol HCl；

2—50℃，6% $FeCl_3$；3—50℃，3.5% $FeCl_3$



(a) 6% $FeCl_3$, 50°C；



(b) 6% $FeCl_3$ 溶液

图 13.7-195　氮对 00Cr25Ni6Mo3 钢缝隙腐蚀失重和临界缝隙腐蚀温度的影响

1.7　不锈钢中的碳及其作用

在各类不锈钢中，碳必然存在。在马氏体铬不锈钢中，碳是可使其获得淬硬性的最有效和最廉价的元素。在 Cr-Ni

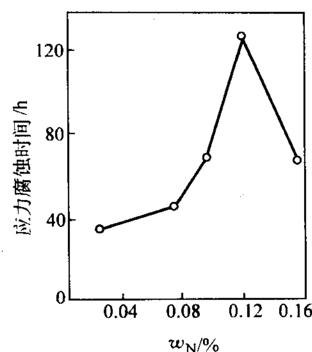


图 13.7-196　氮对 00Cr18Ni5Mo3Si2 双相不锈钢耐应力腐蚀性能的影响

30% $MgCl_2$，沸腾，慢应变速率试验

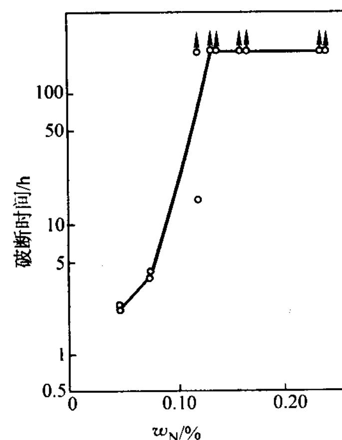


图 13.7-197　氮对 Cr22 型双相不锈钢 SCC 敏感性的影响

(20% NaCl，0.1 MPa H_2S，外加载荷 450 MPa)

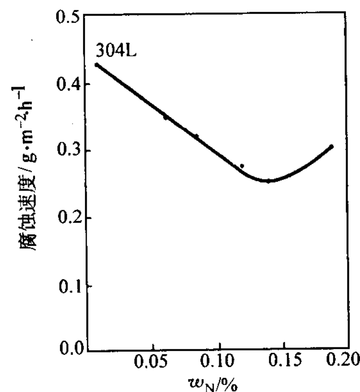


图 13.7-198　氮对经 650℃ × 1 h 敏化的 00Cr18Ni8 耐蚀性的影响

(65% HNO_3 沸腾，5 × 48 h 平均值)

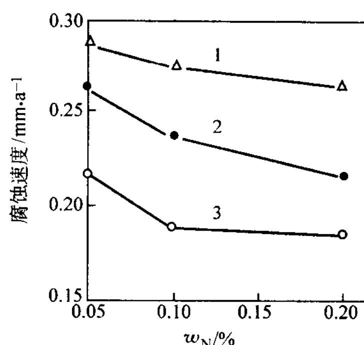


图 13.7-199 氮对奥氏体不锈钢耐硝酸（65%，沸腾）腐蚀性能的影响

1—00Cr17Ni14Mo3；2—00Cr20Ni25Mo4.5Cu；3—00Cr20Ni25Mo6

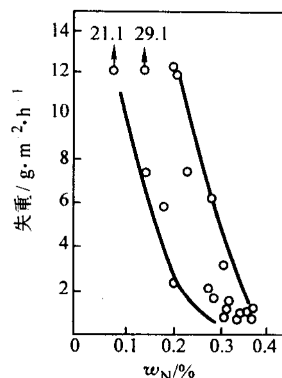
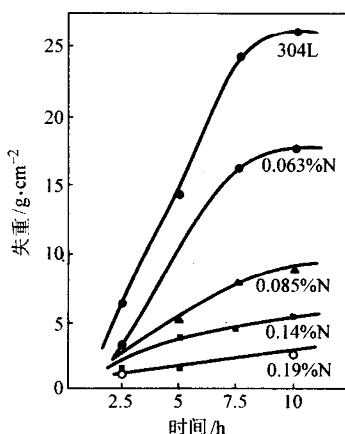
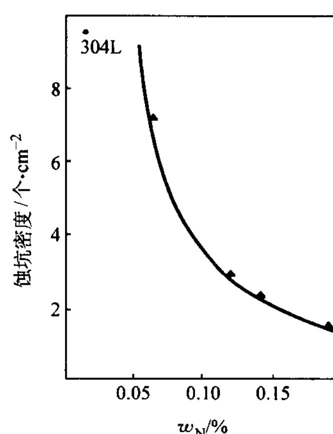


图 13.7-200 氮对铬镍钼奥氏体不锈钢（（质量分数）：23%～25%Cr，7%～14%Ni，0.5%～1.5%Mo）耐稀硫酸（5%，沸腾）腐蚀性能的影响



(a) 点蚀失重



(b) 蚀坑密度

图 13.7-201 氮对 00Cr18Ni8 在室温 10% $Fe·Cl_3·6H_2O$ + 0.05N HCl 溶液中的点蚀行为的影响

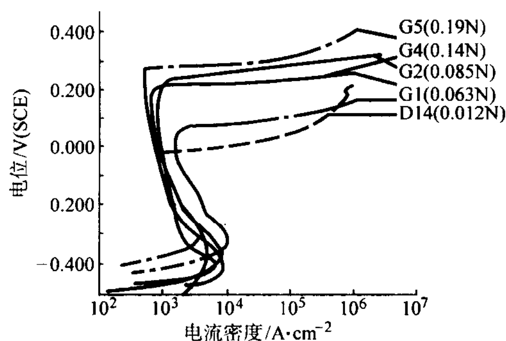


图 13.7-202 氮对 00Cr18Ni8 在 30℃，3.5%NaCl 中击穿电位的影响

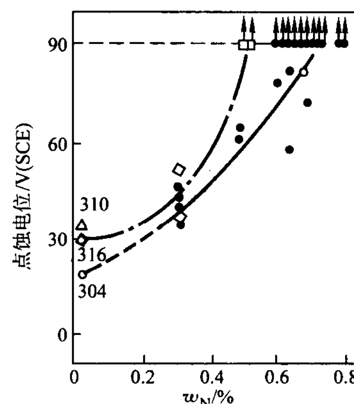


图 13.7-203 氮对奥氏体不锈钢耐点腐蚀性能的影响

试样为固溶态；□ 17Cr14Ni2.3Mo ◇ 20Cr25Ni • 20Cr10Ni ↑ 1 150℃固溶后仍残留氮化物

奥氏体不锈钢中，碳是有害的，但在高氮 Cr-Mn-N 奥氏体不锈钢中，可利用碳、氮共同作用开发以强度和韧性为使用目的的高间隙元素的高强度、无磁奥氏体不锈钢，即 HISS。在双相和铁素体不锈钢中，碳有害，应尽量降低。

1.7.1 碳对不锈钢组织结构的影响

碳是奥氏体形成元素并扩大 γ 相区。形成奥氏体的能力是镍的 30 倍。图 13.7-215 为 Fe-Cr-C 相图。在 Fe-Cr-C 系统中，主要的相是碳化物，其类型是 $Cr_{23}C_6$、Cr_7C_3、Fe_3C 等，在不锈钢的含铬范围内，Fe-Cr-C 系统中的相由 α、γ、$Cr_{23}C_6$ 和 Cr_7C_3 构成，各种相存在与否，受钢中的铬和碳所控制。在铬镍奥氏体不锈钢中，碳化物相主要由 $Cr_{23}C_6$ 构成，在高钼和含铌奥氏体不锈钢中也有 M_6C 型碳化物存在。在含钛和铌的稳定化不锈钢中，存在 MC 型碳化物，如 NbC、TiC。

1.7.2 碳对不锈钢力学性能的影响

在马氏体不锈钢中碳使钢获得淬硬性，并随碳量的提高，钢的淬火硬度随之提高（图 13.7-216），钢的强度相应提高。随之引起塑性降低，韧性下降，焊接困难、耐蚀下降等弊病。在不同类型的马氏体不锈钢中，碳的合理选择，应充分考虑碳的溶解度，钢中铬含量以及塑韧性、焊接性能等之间的相互关系。在铁素体不锈钢中，碳的不利影响参见氮的影响有关章节。

在奥氏体不锈钢中，碳的强化效果仅次于氮（图 13.7-

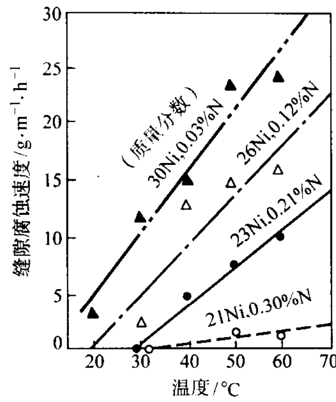


图 13.7-204　氮对 26Cr-（21～30）Ni-4Mo 奥氏体不锈钢耐缝隙腐蚀性能的影响

实验介质：6% $FeCl_3$ + $\frac{1}{20}$ mol/L HCl

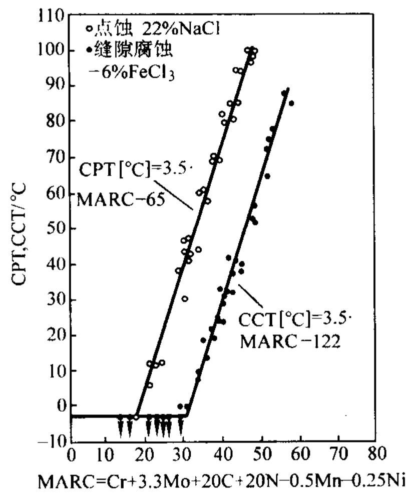


图 13.7-205　高氮 Fe-Cr-Ni-Mo-Mn-N 奥氏体不锈钢的 CPT 和 CCT 与 MARC 之间的关系

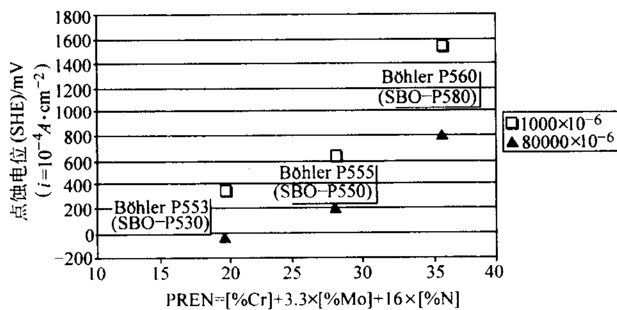


图 13.7-206　高氮不锈钢工业产品的点蚀电位

（20℃，1 000 × 10^{-6} Cl^-，8 000 × 10^{-6} Cl^- 水溶液，钢种成分见图 13.7-180 附注）

95)，因此可显著提高 Cr-Ni 奥氏体钢的强度。在高氮 17Cr-18Mn-3Ni-0.4N 奥氏体高强不锈钢中，碳在提高钢的强度和加工硬化速度的同时，钢的塑性也保持足够高的水平（图 13.7-216 和图 13.7-217）。然而在控制锻造温度热形变强化的含氮的质量分数为 0.59%～0.66% 的 20Cr-15Mn-4Ni-2Mo 的奥氏体不锈钢中，当碳的质量分数高于 0.25%C 时其冲击韧性急剧下降，如图 13.7-218 所示，在实际应用中应权衡利弊确定最适宜的碳含量。

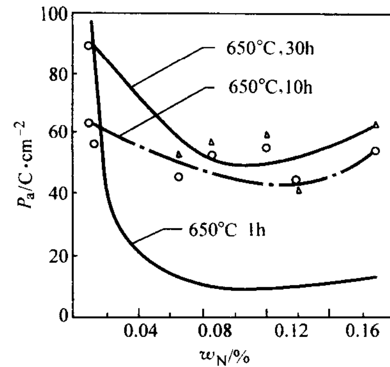


图 13.7-207　氮对经 650℃不同时间敏化后的 00Cr18Ni8 钢 P_a 值的影响

$P_a = \frac{Q}{GBA}$，Q—总电荷量；GBA—晶界面积

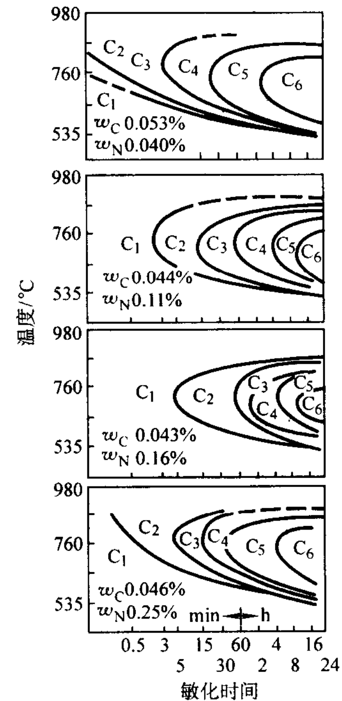


图 13.7-208　不同氮含量的 18Cr-8Ni 不锈钢的温度-时间-敏化曲线

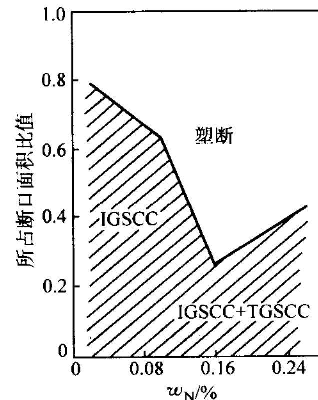
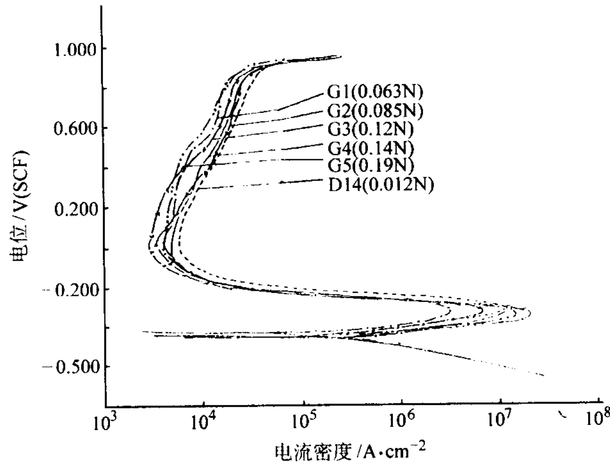
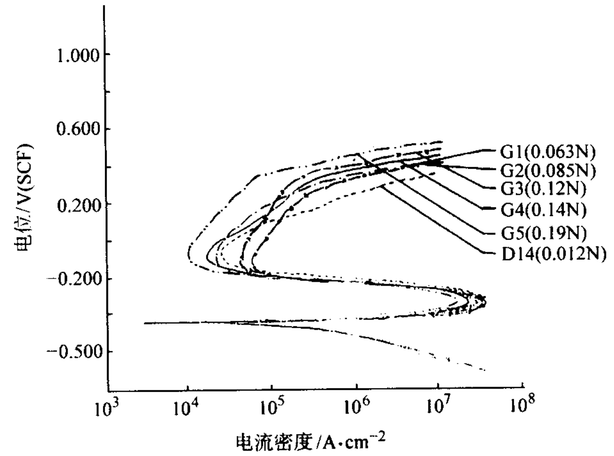


图 13.7-209　氮对 0Cr19Ni9 不锈钢耐晶间应力腐蚀性能的影响

在含 0.01 mol/L Na_2SO_4 高温水中进行恒应变速率实验，250℃，应变速率 $\varepsilon = 2 \times 10^{-6} s^{-1}$。试样经 650℃ × 2 h 敏化处理



(a) 30°C 0.5mol/L H_2SO_4



(b) 30°C 0.5mol/L H_2SO_4+0.5MNaCl

图 13.7-210 氮（质量分数）对 00Cr18Ni8 阳极极化行为的影响

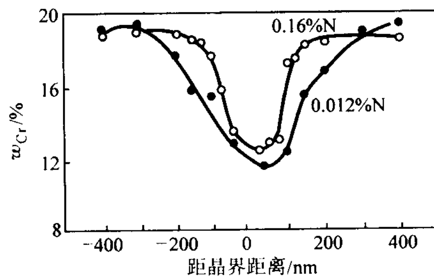


图 13.7-211 不同氮含量的 00Cr17Ni14Mo2 不锈钢晶界碳化物两侧的铬浓度分布

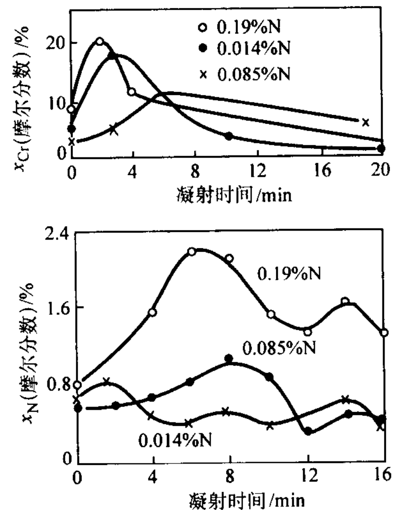
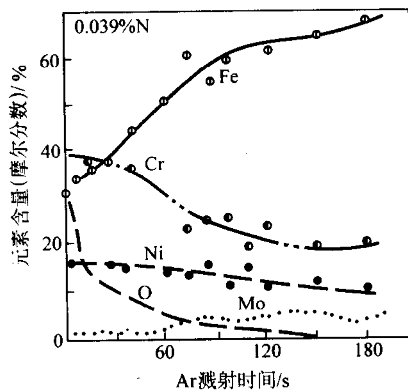


图 13.7-212 氮对 00Cr18Ni9 钢表面膜中铬、氮浓度的影响

1.7.3 碳对不锈钢耐蚀性的影响

碳对不锈钢的耐蚀性是有害的，在 Fe-Cr 不锈钢中，碳和氮的不利影响已在氮对不锈钢耐蚀影响一节中详细介绍，不再赘述。



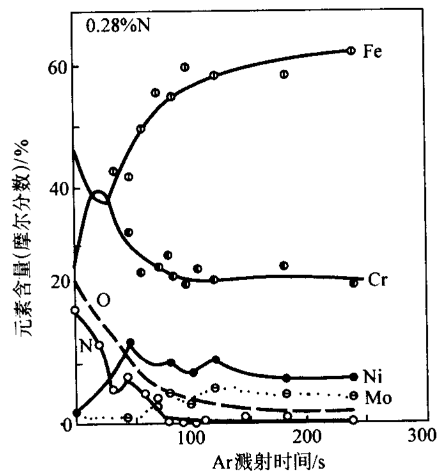


图 13.7-213 不同氮含量 w_N 的 25Cr-6Ni-3Mo 双相不锈钢表面膜中的主要成分沿深度的分布

（AES 分析，在 0.25M H_2SO_4，420 V（SCE）钝化 48 h）

在 Fe-Cr-Ni 奥氏体不锈钢中，碳对钢的耐蚀性产生不利影响，其起因是在高温固溶的碳呈过饱和状态，在中温或经焊接热循环后，过饱和的碳将以 $M_{23}C_6$ 碳化物析出，造成邻近区域贫铬，因而降低了钢的耐蚀性。碳对 Cr-Ni 奥氏体不锈钢耐蚀性的影响数据如图 13.7-219～图 13.7-221 所示，随钢中碳含量的提高对敏化态的晶间腐蚀产生明显不利影响，与碳对 $M_{23}C_6$ 沉淀影响结果相吻合（图 13.7-222）。

就耐点蚀而言，碳是有害的，但在高氮高强奥氏体不锈钢中，碳对钢的耐点蚀性能会产生好的影响（图 13.7-223），其机理尚待深入研究。

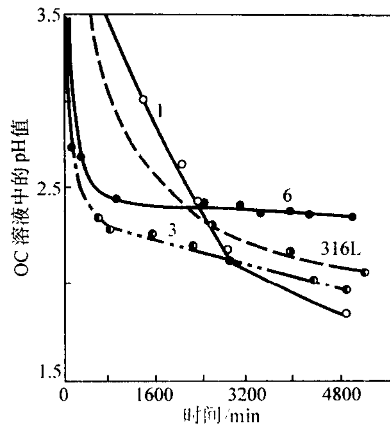
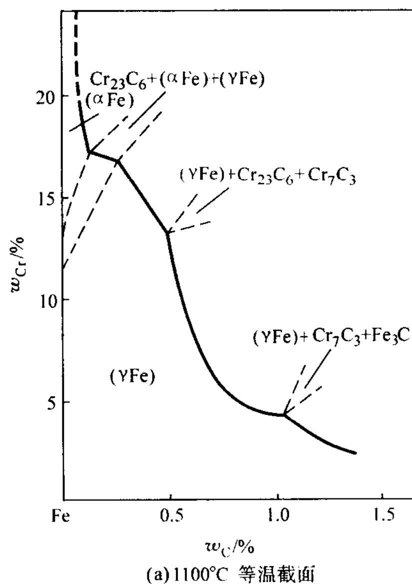
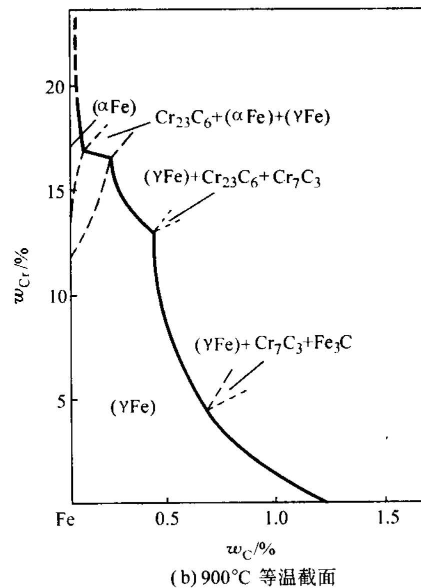


图 13.7-214 3种不同氮含量的 25Cr-6Ni-3Mo 双相不锈钢和 316L 钢的闭塞液 pH 值随时间的变化

1—0.039%N；3—0.14%N；6—0.28%N

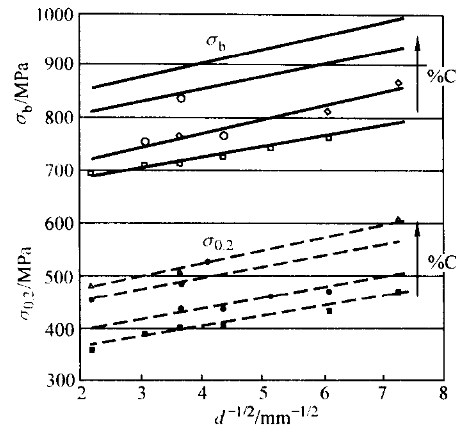


(a) 1100℃ 等温截面



(b) 900℃ 等温截面

图 13.7-215 Fe-Cr-C 相图



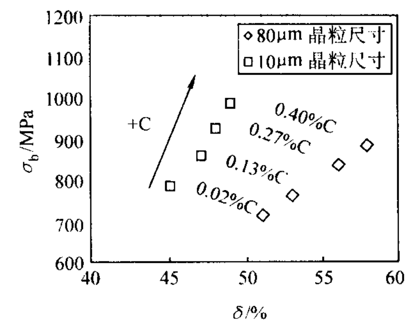


图 13.7-216 碳对 17Cr-18Mn-3Ni-0.4N 钢力学性能的影响

（碳含量 w_C 依次为 0.018%，0.13%，0.27%和 0.40%）

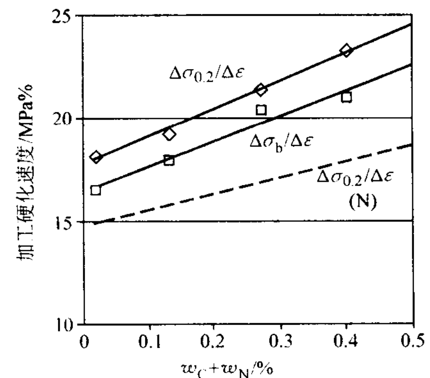


图 13.7-217 碳对 17Cr-18Mn-3Ni-0.4N 奥氏体不锈钢加工硬化速度的影响

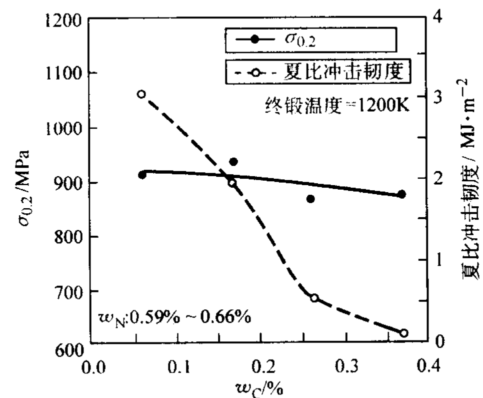


图 13.7-218 碳对 20Cr-15Mn-4Ni-2Mo 钢力学性能的影响

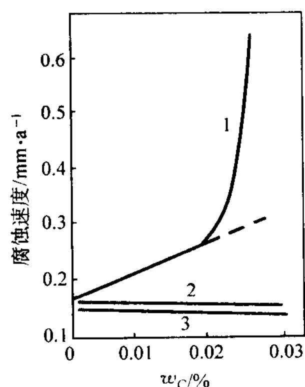


图 13.7-219 碳含量对00Cr18Ni10（304L）不锈钢耐蚀性的影响（65% HNO_3 法）
1—敏化处理；2—1 050℃固溶处理；3—1 300℃固溶处理

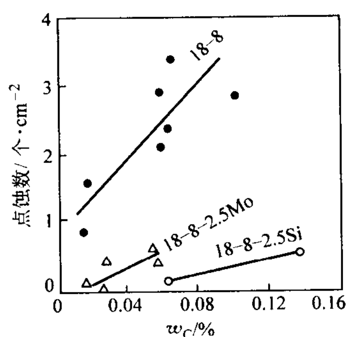


图 13.7-220 碳对几种铬镍不锈钢点腐蚀倾向的影响
在0.1N NaCl中，18—8：0Cr18Ni9，25℃

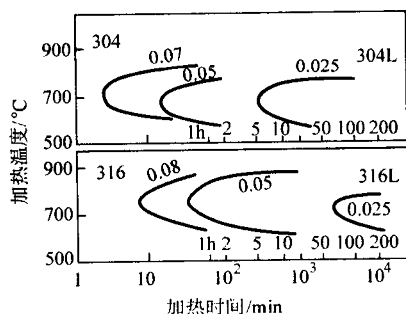


图 13.7-221 碳含量对奥氏体不锈钢晶间腐蚀敏感性的影响（H_2SO_4-$CuSO_4$ 法）

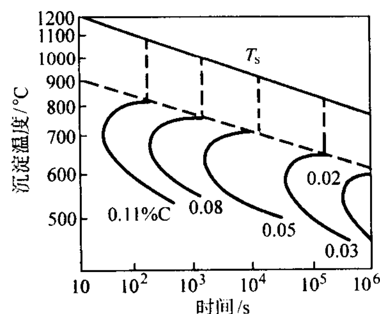
鉴于碳的不利影响，在Cr-Ni奥氏体不锈钢和铁素体不锈钢中，对钢中的碳都予以严格限制，同时对随后的热加工和热处理过程要防止表面增碳，以减少或消除有害铬碳化物析出所引起的有害影响。

1.8 不锈钢中的钛和铌及其作用

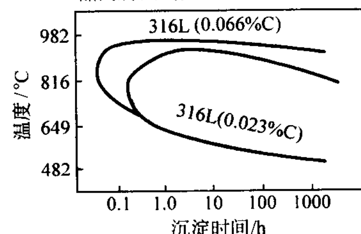
钛和铌在不锈钢中主要功能是细化晶粒和形成钛、铌的碳化物和碳氮化物，减少或避免有害的 $Cr_{23}C_6$ 型碳化物析出，从而提高钢的强度和耐蚀性。钛和铌在铁素体不锈钢中尚可改善钢的冷成形性能。

1.8.1 钛、铌对不锈钢组织结构的影响

钛、铌是铁素体形成元素，在Fe-Cr相图中可使 α + γ/α 相界向低铬方向移动，有助于形成单一的铁素体组织。在不锈钢中，碳的存在是必然的，在工业生产条件下，完全去除间隙元素碳和氮是不可能的，即使极少量的碳和氮，在一定条件下也将显示出其不利的影响，在铁素体不锈钢中尤其显著。钛、铌加入钢中可优先形成碳、氮化物，减少碳、氮引起的危害。现已发现的钛、铌的碳化物类型为 TiC、NbC、TiN、NbN、Ti（CN）、Nb（CN）、$Cr_2Ni_2N_2$、Fe_2Nb。这些相的存在与否与钢的成分和热处理条件相关。



(a) 0Cr18Ni9，$M_{23}C_6$ 沉淀用 H_2SO_4-$CuSO_4$ 晶间腐蚀试验检测



(b) 316:0Cr17Ni12Mo2，316L:00Cr17Ni14Mo2，电镜检测

图 13.7-222 碳含量 w_C 对Cr-Ni奥氏体不锈钢 $M_{23}C_6$ 沉淀行为的影响
T_s 相应的固溶处理温度

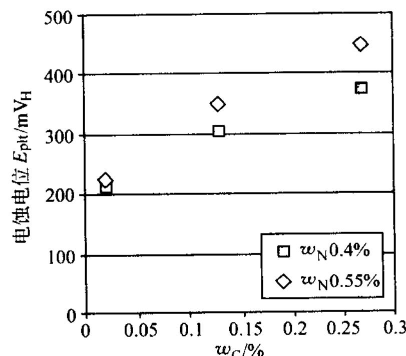


图 13.7-223 碳对17Cr-18Mn-3Ni-N奥氏体不锈钢点蚀电位（SHE，在 10^{-4} A/cm²）的影响（40℃，海水）

钛、铌在不锈钢中的溶解度和钢的化学成分以及温度相关（图13.7-224～图13.7～227）。要限制其加入量，钛和铌含量过高将恶化钢的生产工艺，造成大量表面缺陷，致使修磨量增大、成材率下降、成本上升。

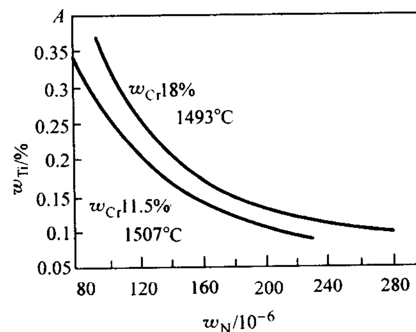


图 13.7-224 TiN在液态铁素体不锈钢中的溶解度

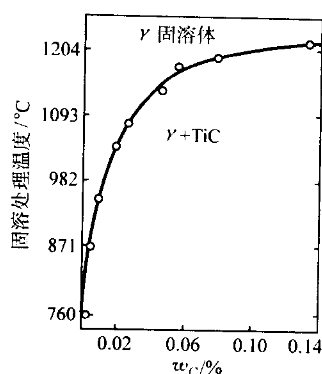


图 13.7-225 TiC 在 1Cr18Ni9Ti 钢中的溶解度

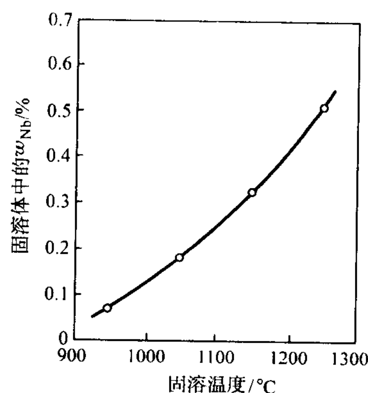


图 13.7-226 Nb 在 0.07C-16.8Cr-13.25Ni-0.94Nb 钢中的溶解度

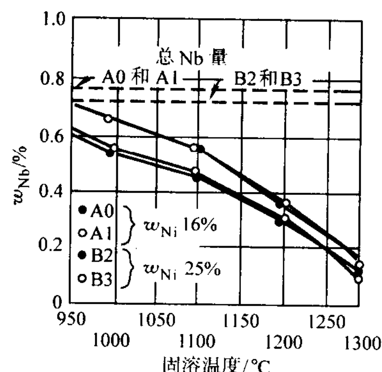


图 13.7-227 Nb 在 16Cr-（15～25）Ni 奥氏体不锈钢中的溶解度

1.8.2 钛、铌对不锈钢力学性能的影响

在马氏体时效不锈钢中，适量的钛显著提高钢的强度，但过高的钛降低钢的冲击韧性和塑性（图 13.7-228）。然而在质量分数为 0.7%～1.1%Ti 的含量范围内，在时效状态下，钢的强度可达 1 470～1 615 MPa，同时具有较高的冲击韧性。过高的钛含量将使钢的裂纹敏感性提高，在对2.5 mm ×10 mm 板材，带有不同长度（深度为长度的 30%～40%）的疲劳表面中心裂纹的拉伸试验结果表明，当钛质量分数为 1.08%以下时，最长裂纹试样的强度与光滑试样相同，当钛质量分数高于 1.08%时，钢的裂纹敏感性急剧增加，如图 13.7-229 所示。对含质量分数为 10%～14%Cr，5%～10%Ni 的沉淀硬化不锈钢的研究表明，在相同的强度水平下，钛对钢塑性的不利影响较铌严重（图 13.7-92）。

在低碳 15Cr-6Ni 为基体的马氏体沉淀硬化不锈钢中，钛具有较强的沉淀硬化作用，在单纯含钛的情况下，钢时效后的抗拉强度和缺口抗拉强度随钛含量的增加而提高，其极限质量分数分别为 0.75%和 0.60%，随后再增加钛含量两者均

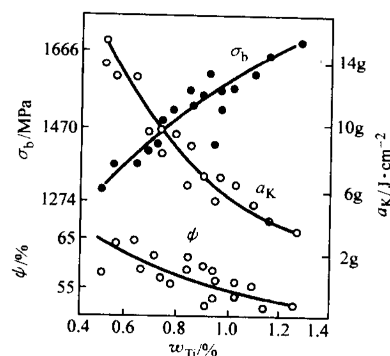


图 13.7-228 钛对质量分数为≤0.03%C-11%Cr-（9～10）%Ni-2%Mo 钢时效后力学性能的影响（500℃×2 h 时效处理）

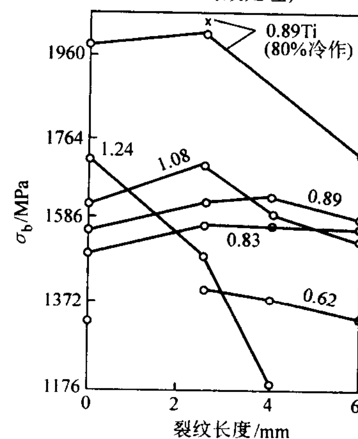


图 13.7-229 钛 w_{Ti}对质量分数为 0.03%C-11%Cr-9.5%Ni-2%Mo 钢 500℃×2 h 时效状态的裂纹敏感性的影响
× 试验温度为 -70℃

急剧下降。在钛和硅复合加入的情况下，将增强钛的时效强化效果，而缺口断裂强度并不降低。在质量分数为 0.3%Ti 和 3.0%Si 时，钢的抗拉强度和缺口强度达到最佳值，如图 13.7-230 和图 13.7-231 所示。

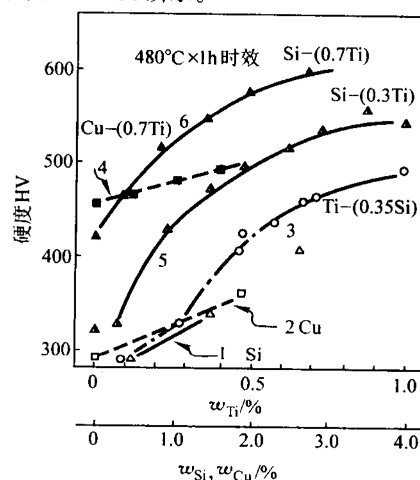


图 13.7-230 Ti，Si，Cu 对 15Cr-6Ni 时效硬化的影响
1—Si 对质量分数为 0.18%Ti 钢的影响；
2—Cu 对质量分数为 0.7%Ti 钢的影响；
3—Ti 对质量分数为 0.35%Si 钢的影响；
4—Cu 对质量分数为 0.7%Ti 钢的影响；
5—Si 对质量分数为 0.3%Ti 钢的影响；
6—Si 对质量分数为 0.7%Ti 钢的影响

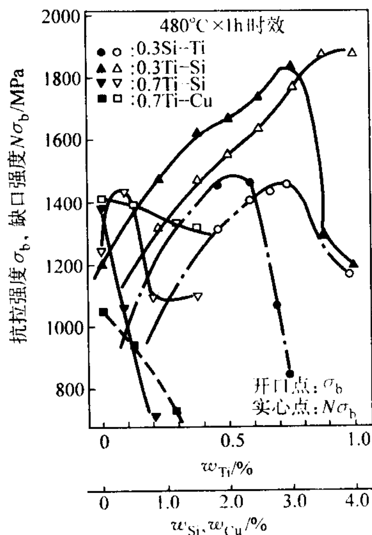


图 13.7-231　Ti，Si，Cu 对 15Cr-6Ni 钢时效后的抗拉强度和缺口抗拉强度的影响

钛的时效强化源自于 Ni_3Ti（η 相）在晶界的沉淀。因在晶界的集聚，过量的 Ni_3Ti 将因晶间断裂而引起韧性下降。硅、钛复合加入的益处在于，硅促进一种类似于 Ni16Ti6Si7（G 相）的 Ni_2TiSi 相沉淀，这种沉淀在基体中，抑制了 Ni_3Ti 的晶界沉淀，因此既提高了强化效果，又不引起钢的韧性下降。

铌对 0.025C-12Cr-5.5Ni-2Mo 马氏体时效硬化不锈钢的影响类似于钛，它使钢的强度和硬度提高，同时增加了钢的抗回火性能，如图 13.7-232 所示。

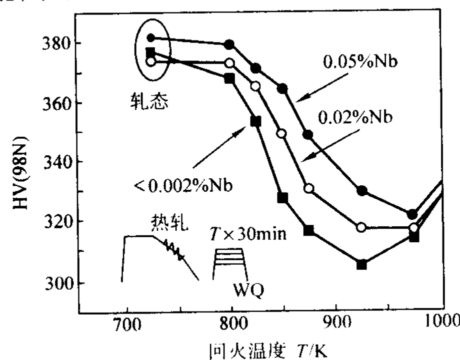


图 13.7-232　铌 w_{Nb} 对 0.025C-12Cr-5.5Ni-2Mo 马氏体时效硬化不锈钢回火硬度的影响

铁素体不锈钢中的钛和铌，由于细化晶粒和形成钛和铌的碳化物，而使铁素体不锈钢的强度得到提高（图 13.7-233），铌的作用较钛更有效。但钛和铌提高了铁素体不锈钢的脆性转变温度（图 13.7-234），因此其使用量受到限制。

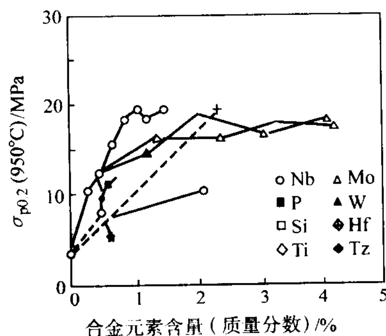


图 13.7-233　合金元素对 0.02%（C+N）-19%Cr 铁素体不锈钢 950℃屈服强度的影响

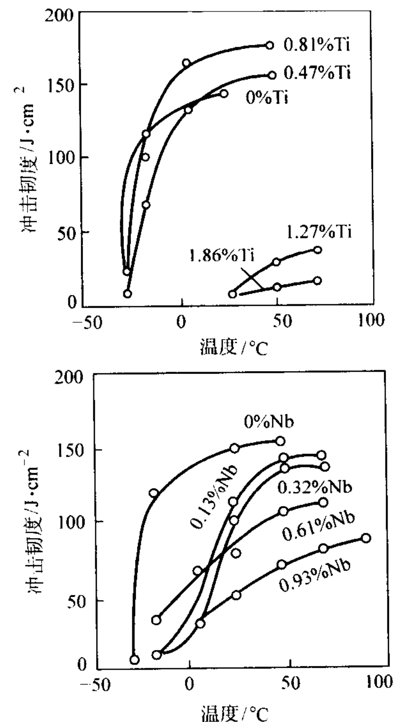


图 13.7-234　铌、钛对 Cr18Mo2 铁素体不锈钢脆性转变温度的影响

铁素体不锈钢中，铌和钛的最重要作用是改善其冷成形性能，铌和钛对铁素体不锈钢成形性的影响如图 13.7-235 和图 13.7-236 所示。近年来为提高铁素体不锈钢的冷成形性，多采用 Nb、Ti 双稳定化技术路线，Nb:Ti = 3:1，通常含质量分数为 0.1%Ti 和 0.3%Nb，既保证稳定化，又不致于造成表面缺陷。

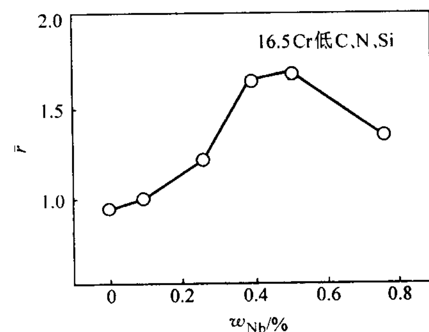


图 13.7-235　Nb 对含质量分数为 16.5%Cr 铁素体不锈钢 $\bar{r}$ 值的影响

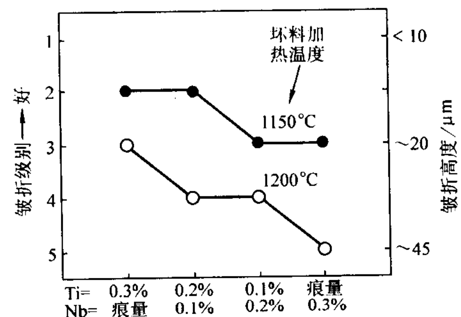


图 13.7-236　Ti、Nb 含量（质量分数）对 16%Cr 铁素体不锈钢皱折行为的影响

在奥氏体不锈钢中，铌和钛均可提高钢的强度而同时保留其原有塑韧性，典型的例子是0Cr18Ni10Ti和0Cr18Ni11Nb。在含氮的Cr-Ni奥氏体不锈钢中，铌的强化效果较钛更为明显，如图13.7-237所示。在温加工或控轧状态下，由于铌、钛抑制再结晶并保持细晶或亚晶，可使钢的强度进一步增加，应变诱发的NbC、TiC的弥散强化对其强度也做了贡献，对温加工或控轧状态再经加热处理，其强度仍保持在较高水平，铌、氮复合加入的效果最好，如图13.7-238所示。在高镍时效硬化奥氏体不锈钢中，钛和铝联合使用，控制Al+Ti总量和提高Ti/Al比，可减少过时效速度，同时使过时效沉淀相以Ni_3AlTi（γ'）为主，使钢具有最大的强化效果，并保持较高的塑韧性。过时效速度的减少为热处理提供了更大的柔性和为高温使用提供了方便条件以及可靠性，一些典型的数据示于图13.7-239和表13.7-33。对于（15～20）Cr-25Ni

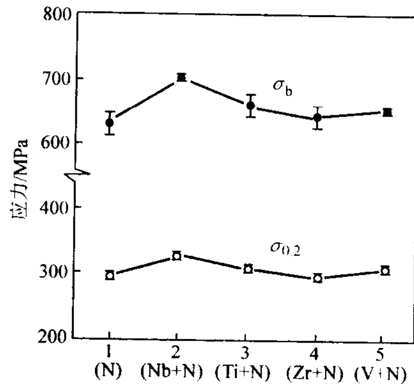
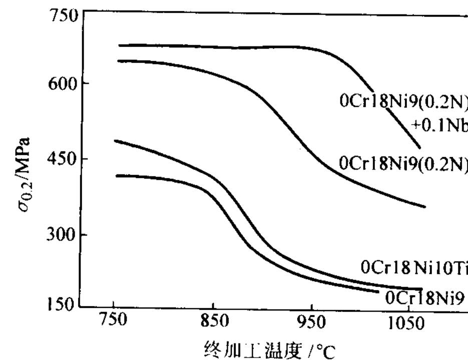


图13.7-237 Nb对18Cr-10Ni-N奥氏体不锈钢固溶态抗拉强度和屈服强度的影响

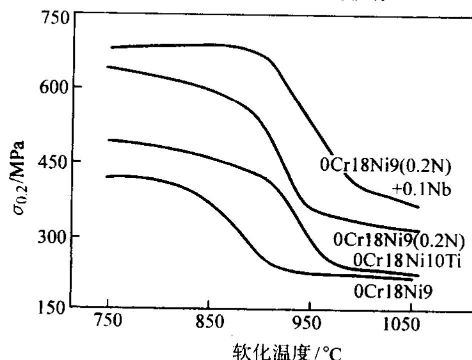
（质量分数）：

1—0.17%N；2—0.15%N+0.07%Nb；3—0.16%N+0.13%Ti；
4—0.16%N+0.14%Zr；5—0.17%N+0.13%N

（固溶处理制度：1 100℃×10 min）



(a) 终加工温度对强度的影响



(b) 控轧后的再加热处理对强度的影响

图13.7-238 Nb、Ti（质量分数）对18Cr-10Ni钢控轧强化效果的影响

钢，为防止铁素体的形成和避免魏氏组织及Ni_3Ti的出现，通常在含足够Ti的钢中加入质量分数为1%Al，4Al+3Ti<20可避免钢中出现不希望存在的铁素体组织。实际应用中，铝的质量分数为1%～1.5%，钛的质量分数为3.0%～3.5%，可以使此类钢具有良好的强度和塑韧性配合。

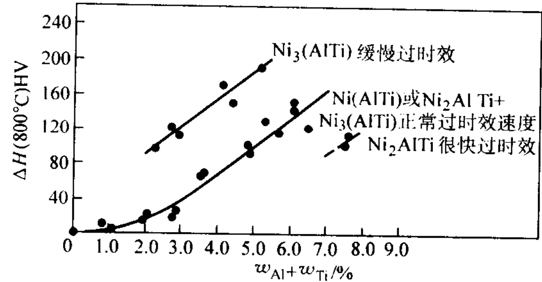


图13.7-239 Al+Ti含量对15Cr-25Ni奥氏体沉淀硬化不锈钢在800℃时效硬化ΔH和过时效速度的影响

表13.7-33 Cr-Ni-Al、Cr-Ni-Ti和Cr-Ni-Al-Ti奥氏体沉淀硬化钢的室温力学性能

Cr-Ni-Al钢			Cr-Ni-Ti钢			Cr-Ni-Al-Ti钢		
$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	A_K /J	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	A_K /J	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	A_K /J
385	35	65	430	39	115	370	37	102
555	26	37	555	30	85	525	30	77
760	18	31	710	20	47	680	23	52

1.8.3 钛、铌对不锈钢耐蚀性的影响

钛和铌是强烈碳化物形成元素，在钢中优先形成钛和铌的碳化物而减少了有害的$Cr_{23}C_6$碳化物的形成，提高了钢中的有效铬含量和减轻了因$Cr_{23}C_6$析出而引起的铬的贫化程度，因此极大地改进了不锈钢的耐蚀性，尤其是改善了钢的耐晶间腐蚀性能。图13.7-240和图13.7-241的结果表明了铌在改善马氏体沉淀硬化不锈钢和铁素体不锈钢的耐点蚀性能上是有效的。

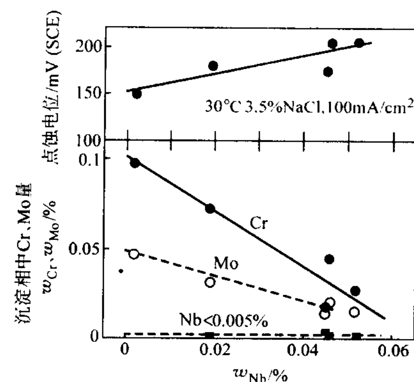


图13.7-240 Nb对0.025C-12Cr-5.5Ni-2Mo钢点蚀电位和合金元素在沉淀相中含量的影响

图13.7-242～图13.7-244是铌、钛提高铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢耐晶间腐蚀的实际效果。显然，适量的钛和铌可显著改善钢的抗敏化性能，从而提高钢的耐敏化态晶间腐蚀性能，在含氮奥氏体不锈钢中，铌的效果最佳。就耐晶间腐蚀而言，通常以Ti/C+N和Nb/C+N的比值来控制其耐敏化态晶间腐蚀性能。过低的稳定化元素达不到提高耐晶间腐

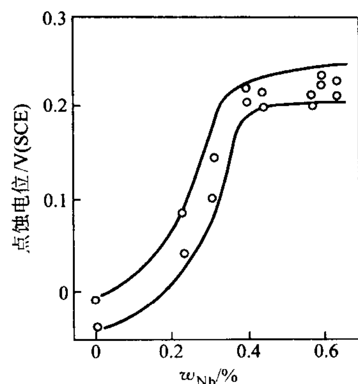


图 13.7-241 铌对 19Cr-0.4Cu 钢点蚀电位的影响

3.5%NaCl，30℃，100 mA/cm²

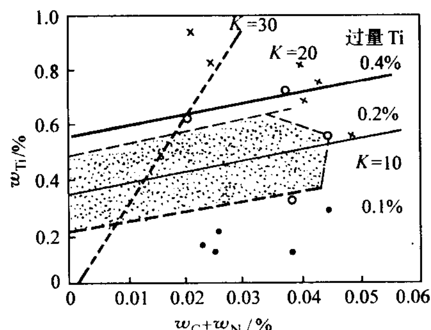


图 13.7-242 Ti/（C+N）和过量 Ti 对 Cr18Mo2 铁素体不锈钢板（厚 1.8～2.2 mm）晶间腐蚀和冷弯塑性的影响

Ti = *K*（C+N），*K* = 10，20，30

× 弯曲 180℃裂纹 ● 硫酸铜溶液试验晶间腐蚀不合格 ○ 冷弯和晶间腐蚀均合格

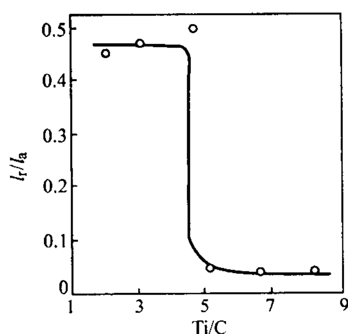


图 13.7-243 Ti/C 对 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢晶间腐蚀倾向的影响（EPR 法）

蚀性能的目的，过高的含量将产生降低塑性等不利影响，对于铁素体不锈钢适宜的 Ti/C+N 与钢中的铬含量和 C+N 的含量有关，实际运用可参考表 13.7-34。在奥氏体不锈钢中，当钢中碳的质量分数＞0.08%，钛的质量分数≥5×（C%－0.02）～0.8%，对于碳的质量分数≤0.08%的钢，钛的质量分数≥5×C%～0.7%；含 Nb 钢中的 w_{Nb}≥10×C%，按此控制可保证钢的耐晶间腐蚀性能，稳定化处理可充分发挥钛和铌的稳定化效果，稳定化温度一般为 850～900℃。

1.9 不锈钢中的硅及其作用

在常用不锈钢中，硅作为脱氧元素残留于钢中，其质量分数都在 1.0%以下。以合金元素加入钢中，硅质量分数最高可达 7%，用以提高不锈钢的抗氧化和抗硫化性能以赋予钢在浓硝酸、浓硫酸等强氧化性介质中的优异耐蚀性。硅的不利影响是提高铁素体不锈钢的脆性转变温度，降低钢的塑韧性及恶化钢的热加工性能。

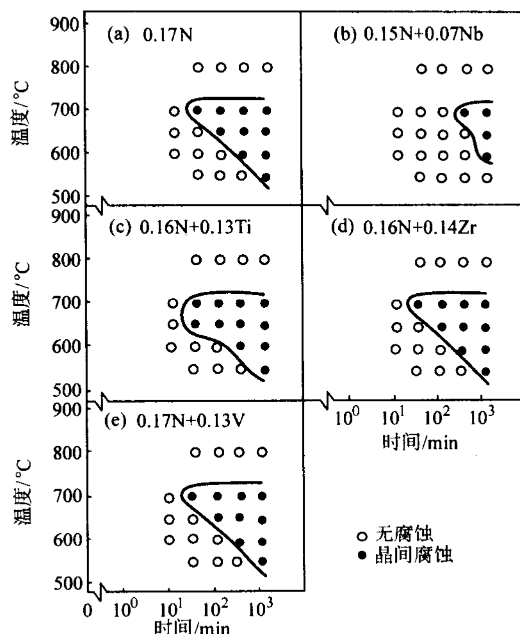


图 13.7-244 含 Nb、Ti、V、Zr 的 18Cr-10Ni 钢 TTS 图（硫酸铜＋铜屑法）

（a）～（e）中元素含量均质量分数

表 13.7-34 一些低碳、氮和超低碳、氮铁素体不锈钢中碳、氮量和所需稳定化元素量

合金主要成分（质量分数）	钢中碳、氮量和稳定化元素量（质量分数）/%
Fe-19Cr-2Mo	C≤0.02，N≤0.020，C+N≤0.035，Nb(Ti)≥10×(C+N)≤0.80
Fe-18Cr-2Mo-Ti	C≤0.025，N≤0.025，C+N≤0.030，Ti+Nb≥0.20+4(C+N)≤0.80
Fe-26Cr-1Mo	C≤0.005，N≤0.015，Nb=13～19(N)或 0.05～0.20
Fe-26Cr-1Mo-Ti	C≤0.040，N≤0.040，C+N≤0.05，Ti≥7(C+N)=0.20～1.0
Fe-25Cr-4Ni-4Mo-Ti	C≤0.015，N≤0.015，Ti≤0.50
Fe-25Cr-4Ni-4Mo-Nb	C≤0.015，N≤0.015，C+N≤0.035，Nb≤0.45
Fe-28Cr-2Mo	C+N≤0.010，希望 C+N≤0.005，或 C+N≤0.015，Nb≥12(C+N)
Fe-28Cr-2Mo-4Ni-Nb	C≤0.015，N≤0.035，C+N≤0.040，Nb≥12(C+N)+0.2
Fe-29Cr-4Mo	C≤0.010，N≤0.020，C+N≤0.025
Fe-29Cr-4Mo-2Ni	C≤0.010，N≤0.020，C+N≤0.025
Fe-30Cr-2Mo	C≤0.005，N≤0.010，C+N≤0.010，Nb=12(C+N)

1.9.1 硅对组织的影响

硅是强烈铁素体形成元素，在可相变的马氏体不锈钢中，硅的加入将促进铁素体相的生成，此时必须控制钢的成分，避免形成单一铁素体组织而失去淬硬性。在奥氏体钢中，随硅含量的提高，δ 铁素体量将增加，同时金属间相（σ 或 χ）的形成也将加速和增多，伴随着钢的强度增加，塑韧性和耐蚀性下降，为保证钢的单一奥氏体组织，在提高硅含量的同时，应相应提高钢中的奥氏体形成元素（镍、氮）的含量。在含硅奥氏体不锈钢中，可存在类似 $M_{23}C_6$ 的 π 相（M_{11}（C，N)$_2$），Cr_3Si 等，其存在与否及其数量与钢中的硅含量和在形成温度的保持时间相关。图 13.7-245 为 00Cr18Ni15 的析出相与硅含量之间的关系。

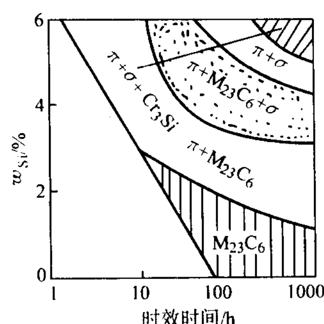


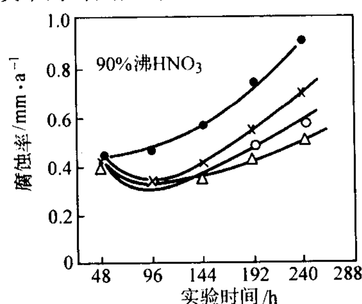
图 13.7-245 硅对 00Cr18Ni15 不锈钢析出相的影响
1 100℃固溶 + 600℃时效

1.9.2 硅对不锈钢性能的影响

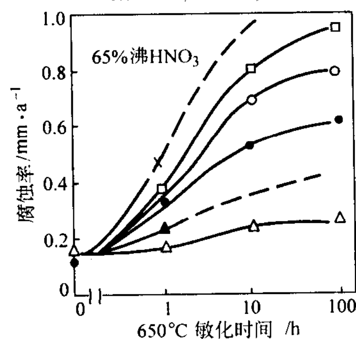
在铁素体不锈钢中，即使在很低的硅含量范围内，硅的增加也将提高钢的脆性转变温度（图 13.7-149）。在马氏体不锈钢中，硅和钛复合可改善钢的力学性能（图 13.7-231）。

在 $\alpha+\gamma$ 双相不锈钢和 Cr-Ni 奥氏体不锈钢中，硅的主要作用是其对在某些特定腐蚀介质中钢的耐蚀性的影响。

在通常的硅的质量分数范围内（0.8% ~ 1.0%以下），随钢中硅含量的降低，将提高 18Cr-10Ni 超低碳奥氏体不锈钢在硝酸介质中的耐蚀性（图 13.7-246）。



(a)在90% 沸 HNO3中
（质量分数）
○ 0.026%C,0.46%Si,0.014%P;
× 0.019%C,0.44%Si,0.016%P;
○ 0.019%C,0.38%Si,0.006%P;
△ 0.023%C,0.07%Si,0.006%P



(b) 在65% 沸 HNO3中
（质量分数）
× 0.0Cr18Ni10,98 炉平均值;
□ 0.019C,0.44%Si,0.016%P;
○ 0.019%,0.38%Si,0.006%P;
● 0.18%C,0.05%Si,0.006%P;
▲ 高纯 18Cr－8Ni钢,15炉平均值;
△ 0.015%C,0.11%Si,0.005%P

图 13.7-246 碳、磷和硅对 00Cr18Ni10 钢耐蚀性的影响

在含 Cr^{6+} 的硝酸中，当含 Si 为 0.8% ~ 1.0%时，钢的耐非敏态晶间腐蚀性能最差，在极低硅（质量分数 < 0.1%）和高硅（质量分数 > 4%）钢中，钢的耐非敏态晶间腐蚀性能最佳（图 13.7-247）。硅的这种作用导致了硝酸级（（质量分数）：C≤0.015%，Si≤0.1%）和高硅（质量分数 > 4%）奥氏体不锈钢的发展。

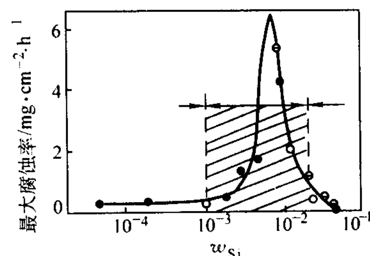


图 13.7-247 硅对铬镍奥氏体不锈钢固溶态晶间腐蚀的影响
5NHNO3 + 0.46NCr6+，沸腾
● 14Cr-14Ni 高纯；⊖ 16Cr-14Ni-0.02C；○ 19Cr-14Ni-0.07C

在高铬、镍奥氏体不锈钢中，当钢中硅的质量分数在 1.0%以上时，随硅的增加使钢在稀硝酸中的耐蚀性下降，而提高了其在含 Cr^{+6} 硝酸中的耐蚀性，如图 13.7-248 所示。在高浓硝酸和高温浓硫酸中，随钢中硅的提高，显著提高了钢的耐蚀性（图 13.7-249 和图 13.7-250）。硅提高奥氏体不锈钢在强氧化性介质中的耐蚀性的主要机制是，在不锈钢表面上形成硅膜（SiO_2）和抑制磷的有害作用（图 13.7-251）。

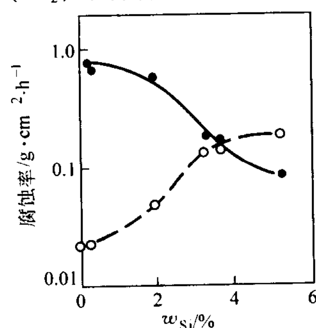


图 13.7-248 硅对含 25%Cr 的铬镍奥氏体不锈钢耐硝酸腐蚀性能的影响
○ 40%HNO3；● 40%HNO3 + 0.2 g/LCr6+ 沸腾

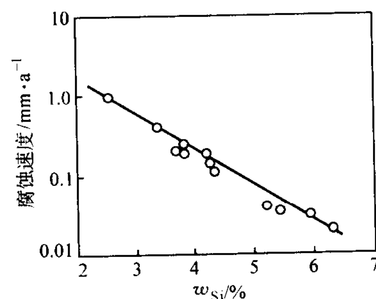


图 13.7-249 硅对 Cr18Ni（15 ~ 17）奥氏体不锈钢在高浓硝酸中耐蚀性的影响

在实际工业应用中，高硅奥氏体不锈钢可以分为含质量分数为 4% Si 和 6% Si 两类，典型牌号有 SARAMET（00Cr17Ni17Si6、SANDVIK SX（00Cr18Ni20Si6MoCu）、SS920（00Cr12Ni20Si6MoCu），均已正式成功应用于高温浓硫酸工程。

在双相不锈钢中，硅同样提高了在强氧化性介质中的耐蚀性，如图 13.7-252 所示。

1.10 不锈钢中的铝及其作用

铝是铁素体形成元素，形成铁素体的能力是铬的 2.5 ~ 3.0 倍。在大多数不锈钢中，钢中的铝多作为脱氧剂残留于钢中，由于含铝夹杂物增加了对点蚀的敏感性，一般不采用铝作为脱氧剂。作为合金元素，在各类不锈钢中的使用目的不同，其主要作用是时效强化和提高回火稳定性和增加二次

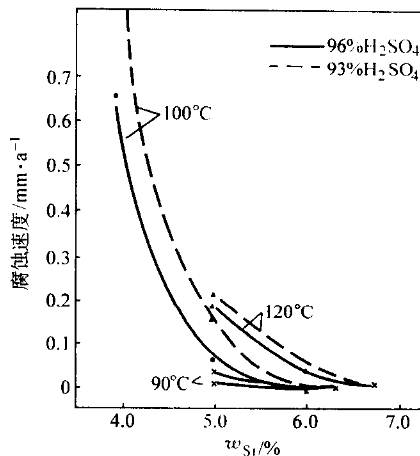


图 13.7-250　硅含量对 00Cr10Ni20MoCu 钢在浓硫酸中耐蚀性的影响

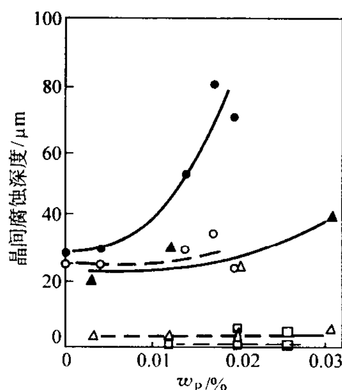


图 13.7-251　00Cr25Ni20Nb 钢中的硅对磷有害作用的抑制效果

Si/%	1 100℃水冷	1 100℃水冷 + 650℃ × 2 h
0.3	○	●
2	△	▲
4	□	■

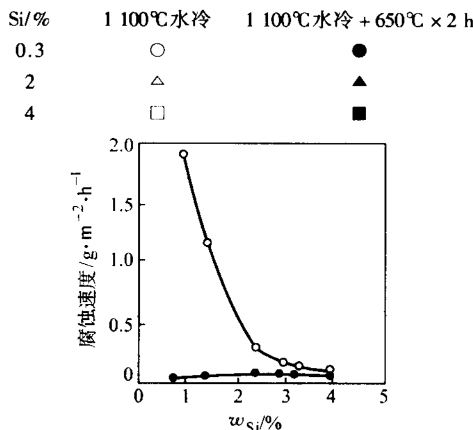


图 13.7-252　Si 对 23Cr-（7～10）Ni-0.1N 钢耐蚀性的影响

● 40% HNO_3，沸腾　○ 40% HNO_3 + 0.2 g/LCr^{6+}，沸腾

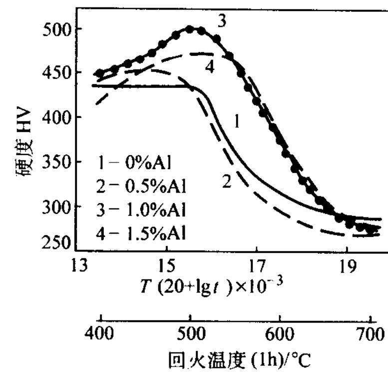


图 13.7-253　铝 w_{Al}对 0.1C-12Cr-3Ni 钢回火特性的影响

（原始条件：1 050℃空冷）

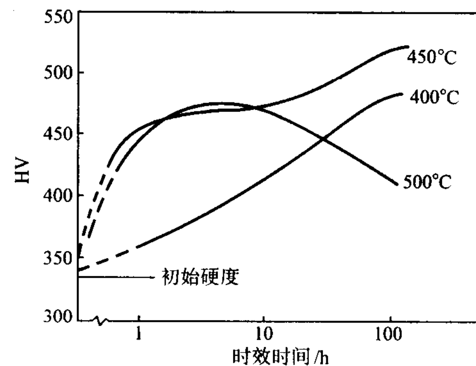


图 13.7-254　0.1C-17Cr-4Ni-3Mn-1Al 钢的时效硬化行为

初始条件：1 050℃ + 700℃回火

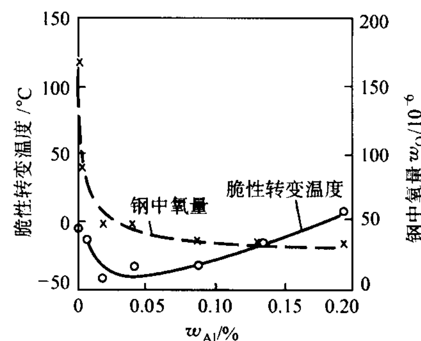


图 13.7-255　钢中铝量对高纯 Cr25Mo3 钢的氧量和脆性转变温度的影响

1 000℃ × 1 h，水冷

硬化效应。

在马氏体和沉淀硬化马氏体不锈钢中，铝增加二次硬化效果和时效强化作用，如图 12.7-253 和图 13.7-254 所示。

在高纯 Cr25Mo3 钢中，适宜的铝量可使其脆性转变温度下移，当铝质量分数大于 0.05%时，随铝含量的增加，钢的脆性转变温度提高（图 13.7-255）。在常规铁素不锈钢中，可利用铝提高 A_{c1} 温度的特性（表 13.7-35），加入适量的铝使之可以采用连续退火工艺生产冷轧薄板。

在奥氏体不锈钢中，铝与钛组合加入可提高钢的时效强化效应（详见铌、钛对不锈钢力学性能影响一节）。

表 13.7-35　合金元素对 A_{c1} 温度的影响

合金元素	A_{c1}变化/（℃/元素质量百分数）
Ni	－30
Mn	－25
Co	－5
Si	＋25
Al	＋30
Mo	＋25
V	＋50

1.11　不锈钢中的钒及其作用

钒是铁素体形成元素，在质量分数为 12% Cr 马氏体不

锈热强钢中，钒增强了 M_2X 的形成从而强化了二次硬化效应（图 13.7-256）。

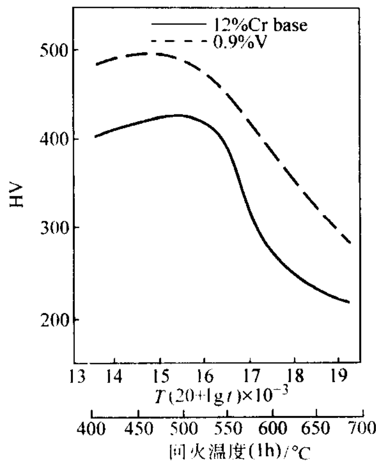


图 13.7-256 钒对 0.1C-12Cr 马氏体不锈钢回火特性的影响
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

在奥氏体不锈钢中，钒显著提高 00Cr17Ni14Mo2N 钢的低温强度，并使钢的冲击吸收功保持在 100 J 以上，在时效状态下含钒的 00Cr17Ni14Mo2N 钢在温度为 4 K 下的屈服强度和冲击吸收功均高于不含钒的钢，其典型数据如图 13.7-257 和图 13.7-258 所示。含钒钢并未使钢的导磁率发生明显改变，此种特性对核聚变反应装置的超导磁体应用提供了基本保证。

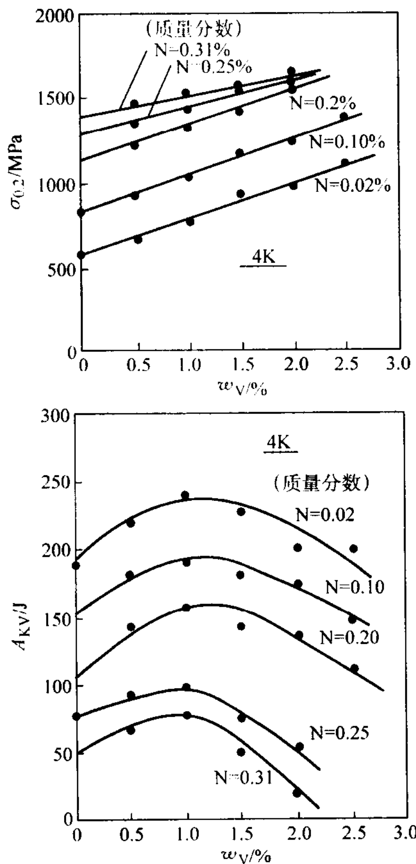


图 13.7-257 钒含量对 00Cr17Ni14Mo2N 钢在温度为 4 K 下的屈服强度和冲击吸收功的影响
（试样经 1 100℃ × 5 min 退火）

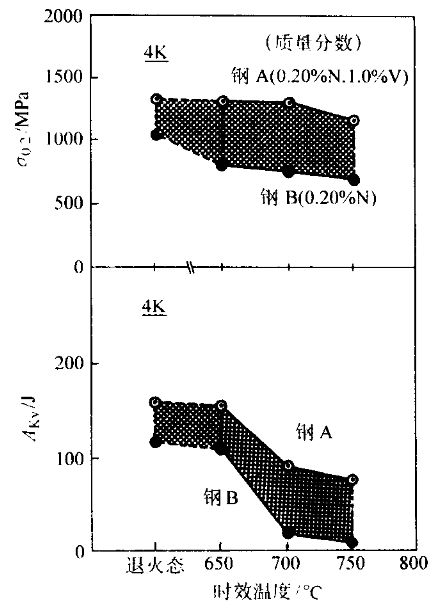


图 13.7-258 钒含量对时效状态下的 00Cr17Ni14Mo2N 钢在 4 K 下的屈服强度和冲击吸收功的影响
试样经 1 100℃ × 5 min 退火，时效时间 50 h）

1.12 不锈钢中的钨及其作用

钨是铁素体形成元素，其作用类似于钼，钨有效的改善了 25%Cr 型双相钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能（图 13.7-259～图 13.7-261）。钨的良好作用与溶解下来的钨离子有关，这种钨离子在腐蚀介质中，也许类似于钼形成 WO_4^{2-} 吸附于活性金属表面，抑制了金属的再溶解，起到缓蚀作用。实际工业牌号在海水中的试验结果也证实了钨的良好作用（图 13.7-262）。

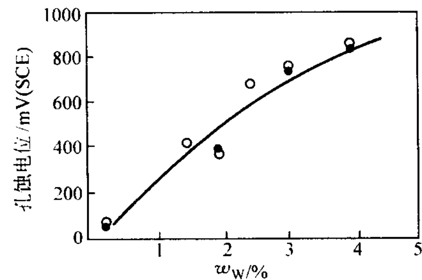


图 13.7-259 W 对 25Cr-7Ni-3Mo-0.3N 钢孔蚀电位的影响
○ 20% NaCl，80℃溶液 ● 20% NaCl + $K_2S_2O_3$
（按 $K_2S_2O_3$（mol）/H_2S（mol）= 1 的量加入），80℃

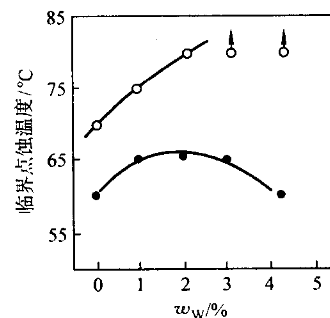


图 13.7-260 在 $FeCl_3$ 溶液中钨对 00Cr25Ni7Mo3N 钢临界点蚀温度的影响
○ 母材 ● 焊缝热影响区

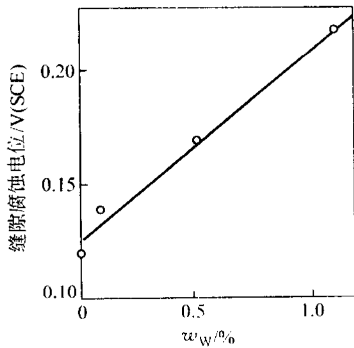


图 13.7-261　钨对 25Cr-7Ni-3Mo-N 双相不锈钢耐缝隙腐蚀性能的影响

3% NaCl + $\frac{1}{20}$ mol/L Na_2SO_4，80℃，pH = 5

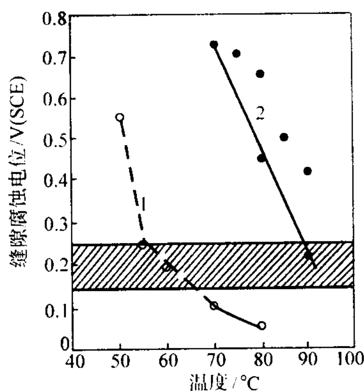


图 13.7-262　两种双相不锈钢在合成海水中的临界、缝隙腐蚀电位与试验温度的关系

1—00Cr25Ni6.5Mo3N（S31260）；
2—00Cr25Ni7Mo3W2N（S39274）

1.13　不锈钢中的钴及其作用

钴的行为类似于镍，由于钴的价格昂贵，仅限于某些特殊应用，例如高强、高韧马氏体时效不锈钢。

1.13.1　钴对不锈钢组织结构的影响

钴是一种奥氏体形成元素，其能力相当于镍。图 13.7-263 为 Fe-Cr-Co 的相图等温截面，在不锈钢的含量范围内，在高温为 γ 相，而在低温为 α 相。

在马氏体不锈钢中钴是既降低 δ 铁素体含量又提高 M_s 点的惟一合金元素（见图 13.7-264 和表 13.7-36），这种特性为发展具有高铬含量的高强、高韧马氏体时效不锈钢提供了可能性。

在含钼的 Fe-Cr-Co-Mo 系统中，其时效强化相（二次硬化相）由传统的 M_2X 逐渐由 Mo-Cr-Co 系统和 R 相所取代，并提高了沉淀反应温度，最大的沉淀反应温度大约在 600～650℃，较 M_2X 沉淀反应温度高 100℃。此系统的缺点是形成 Laves（Fe_2Mo）和 χ 相的过时效倾向而使钢变脆。

1.13.2　钴对马氏体不锈钢力学性能的影响

在马氏体铬不锈钢中，钴的加入尽管提高了钢的回火稳定性，但二次硬化效果不明显，（见表 13.7-37）。在 12% Cr 马氏体钢中，钴增加了马氏体本身的硬度，其本质是固溶强化。

在含钼的可控相变的马氏体不锈钢中，钴具有显著的二次硬化效应（图 13.7-265），随钴含量的增加，硬化效果随之提高，而且经 500℃，50 h 时效后未出现过时效现象。图 13.7-266 表明了含质量分数为 3.0% Co 的 17Cr-4Ni-2Mo 钢的最佳时效温度为 450℃。

对于 12% Cr 马氏体不锈钢，钴和钼复合加入对其回火反应的影响结果示于图 13.7-267，对这种钢只有当钢中钼的质量分数大于 4% 时才显示出明显的二次硬化反应，其最敏感回火反应温度为 600℃。钴的二次硬化机理尚待进一步深入研究，通常认为，钴的加入降低了钼在基体中的溶解度，促进了含钼的特殊的金属间化物的沉淀（如 Laves 相，Co-Cr-Mo 系的 χ 相的 R 相等），而引起强烈的二次硬化反应。

1.14　不锈钢中的硼及其作用

在不锈钢中硼是一种不常用的元素，微量硼可改善含铅易切削钢和双相不锈钢的热加工性能（图 13.7-268 和图 13.7-269）。微量硼可改善奥氏体钢的耐敏化态晶间腐蚀性能，但却加速钢在硝酸中的腐蚀。通常，对一些特殊用途的钢种（硝酸级）严格限制钢中的硼的质量分数（$< 10 \times 10^{-6}$）。硼对在硝酸介质中腐蚀速度的影响如图 13.7-270 所示。

硼的吸收中子功能可提高奥氏体不锈钢热中子吸收截面，含硼奥氏体不锈钢可作为热中子反应堆控制棒材料和热屏蔽材料，图 13.7-271 为硼含量和板厚对不锈钢吸收热中子能力的影响，硼明显提高不锈钢对热中子的吸收能力。

当硼含量超过一定数量后，由于形成低熔点硼化物，将降低钢的热加工性能和塑韧性，作为热屏蔽材料，钢中的硼限制在质量分数 1.2% 以下，以利于热加工、冷成形和焊接。当硼的质量分数在 2.0% 时，钢的冲击韧性极低，0Cr18Ni15B2 的冲击韧度仅为 5.88～9.8 J/cm²，失去了工程应用价值。这种脆性的起因是由于（Fe、Cr)$_2$B 的析出，采用加入 Ti 形成 TiB_2 的方法减少了（Fe、Cr)$_2$B 有害相，可以明显改善钢的冲击韧度（图 13.7-272），使含质量分数为 2.0% B 的奥氏体不锈钢具有工程可用性。

利用同位素 ^{10}B，可在同样硼含量的不锈钢中得到更大的热中子吸收性。

1.15　不锈钢中的硫

在不锈钢中，通常硫是有害杂质，它对钢的热塑性、耐蚀性产生不利影响，因此在标准中将硫限制在质量分数 0.03% 以下。对于高强、高韧可控制相变的钢，将硫限制在极低范围，是高纯化的重点控制元素。硫作为合金元素使用仅限于易切削不锈钢中，硫对不锈钢切削性能的影响如图 13.7-273 所示。通常，钢中的硫的质量分数控制在 0.15%～0.35% 之间。

1.16　不锈钢中的磷

在不锈钢中，磷是有害杂质，在标准中规定钢中的磷的质量分数在 0.045% 以下，Cr-Mn-N 和 Cr-Mn-Ni-N 奥氏体不锈钢中的磷的质量分数可以放宽到 0.06%。由于磷对热加工性能，耐非敏态晶间腐蚀性能的负面影响，对一些特殊应用条件下（浓硝酸，尿素等）的一些奥氏体不锈钢，磷的质量分数应限制在 0.01% 以下，甚致 0.005% 以下。对于高强、高韧可控相变的不锈钢，为提高钢的塑韧性也对磷含量予以严格限制。

磷作为合金化元素使用仅限于含磷的奥氏体沉淀硬化不锈钢。磷在 17Cr-10Ni 奥氏体不锈钢中的强化效果如图 13.7-274 所示。磷显著地促进了钢的时效硬化反应，其沉淀相为 M_{23}（C，P)$_6$ 或（Cr、Fe、P)$_{23}C_6$，也存在着 Cr_3P 相。C + P 过高时将形成脆性晶界沉淀，对钢的性能不利，因此钢中的碳的质量分数限定在 0.3% 以下。此类钢的不足之处在于，在较高温度进行时效会出现快速过时效，通常的时效温度为 700℃。采用 C 和 P 的奥氏体沉淀硬化不锈钢的抗拉强度可以达到1 100 MPa，屈服强度可以达到 750～920 MPa，伸长率可保持在 20%。

(a) 1200℃

(b) 1000℃

(c) 800℃

(d) 600℃

图 13.7-263 Fe-Cr-Co 等温截面相图

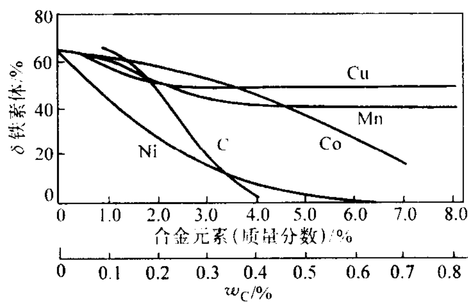


图 13.7-264 合金元素对 0.1C-17Cr 钢 δ 铁素体含量的影响
(1 050℃固溶处理)

表 13.7-36 合金元素对可控制相变钢的 δ 铁素体含量的 M_s 温度影响

元素名称	δ铁素体百分含量的变化/元素质量含量百分数	M_s 点变化/(℃/元素质量百分含量)
N	-200	-450
C	-180	-450
Ni	-10	-20
Co	-6	+10
Cu	-3	-35

续表 13.7-65

元素名称	δ铁素体百分含量的变化/元素质量含量百分数	M_s 点变化/(℃/元素质量百分含量)
Mn	-1	-30
W	+8	-36
Si	+8	-50
Mo	+11	-45
Cr	+15	-20
V	+19	-46
Al	+33	-53

表 13.7-37 在 12%Cr 马氏体不锈钢中钴的强化效果

Co 含量(质量分数)/%	固溶处理硬度 HV	二次硬化硬度变化 HV	650℃×1 h 回火硬度 HV
0	415	+10	230
1.01	429	+15	255
1.98	466	+20	260
4.12	452	+10	263
7.15	496	+10	275
10.0	505	+10	285

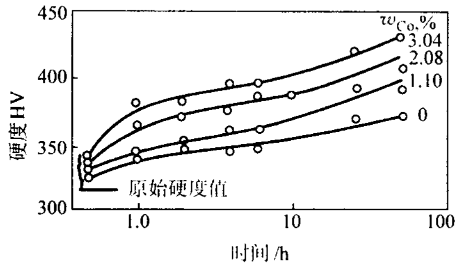


图 13.7-265　钴对 17Cr-4Ni-2Mo 钢二次硬化效应的影响
（原始条件：1 050℃固溶＋700℃回火）

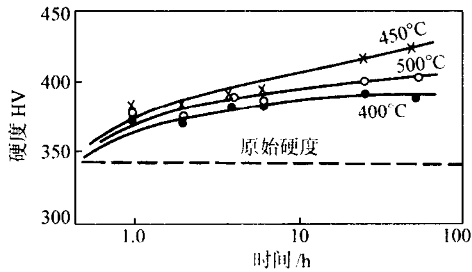


图 13.7-266　含 3.0%Co 的 17Cr-4Ni-2Mo 钢的时效硬化行为
（原始条件：1 050℃固溶处理＋700℃回火）

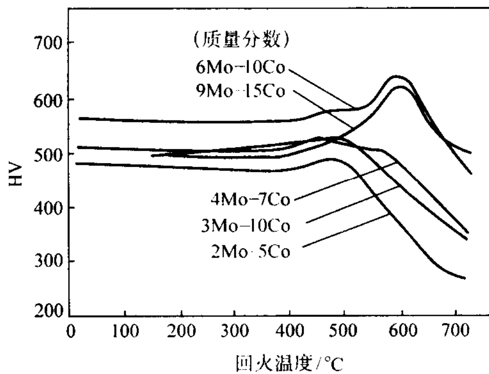


图 13.7-267　12Cr-Co-Mo 钢的等时回火曲线
（原始条件：1 050℃AC，回火时间 1 h）

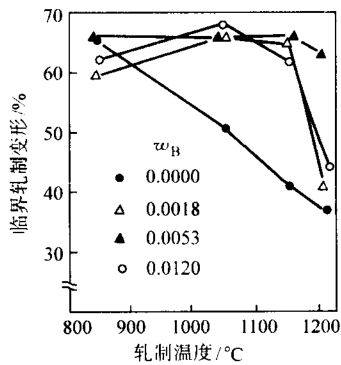


图 13.7-268　硼对含铅（质量分数为 0.26%）0Cr18Ni9 不锈钢热加工性能的影响

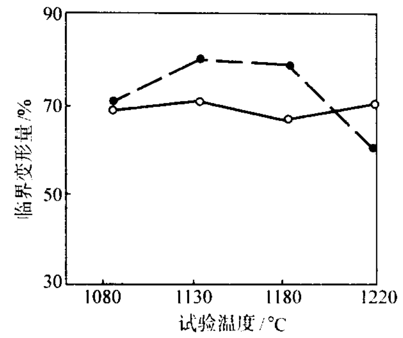


图 13.7-269　微量元素 B 对 00Cr18Ni5Mo3Si2 钢临界变形量的影响
● 加 B　○ 不加 B

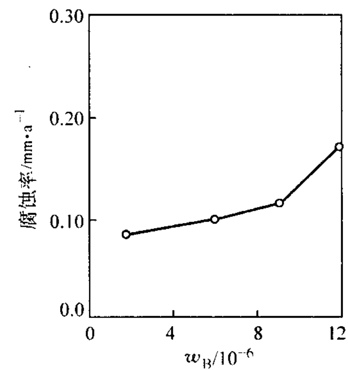


图 13.7-270　微量硼对高纯 00Cr18Ni10 钢（（质量分数）：0.012%C、0.2%Si、0.002%S、0.012%P）固溶态晶间腐蚀的影响
（Huey 实验，试样 1 060℃固溶）

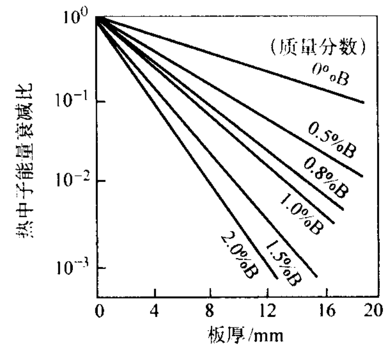


图 13.7-271　硼含量和板材厚度对不锈钢热中子能量衰减比的影响

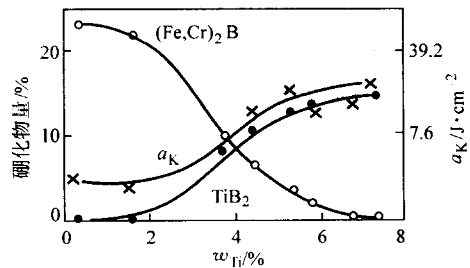


图 13.7-272　0Cr18Ni15B2 不锈钢室温韧性和硼化物类型与钛含量的关系

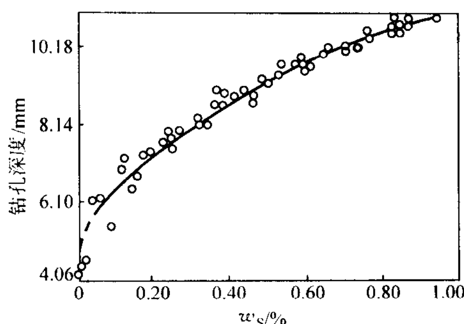


图 13.7-273 硫对不锈钢切削加工性能的影响
(以钻孔深度来判定)

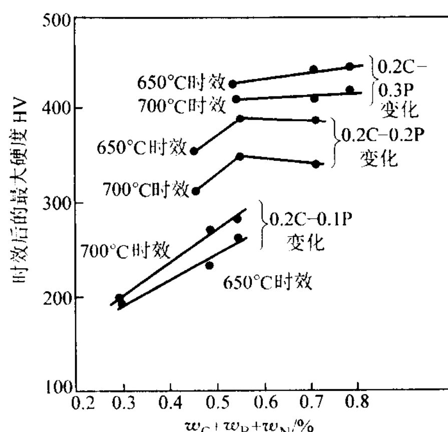


图 13.7-274 C、P、N对 20Cr-10Ni 奥氏体不锈钢时效硬化行为的影响

2 各类不锈钢的特点及典型牌号的性能

在上述5类不锈钢中，各自具有不同特点和性能，这些性能和特性是恰当选用不锈钢的基本依据。正因为不锈钢具有工业和消费领域所需要各种性能，所以不锈钢产品在国民经济和国防军工以及日常消费领域得到广泛应用，成为国民经济发展和生活消费领域不可缺少的重要金属材料。

这里按不锈钢类型，分钢号介绍钢的化学成分、组织结构、力学性能、耐蚀性、工艺性能、物理性能和应用特点。主要介绍标准牌号，同时兼顾部分新近发展的超级不锈钢。

2.1 奥氏体不锈钢

奥氏体不锈钢具有面心立方晶体结构，无磁性，不能通过热处理强化，只能采用冷加工强化手段提高强度。奥氏体不锈钢是不锈钢家族中最重要的一类，由于其耐蚀，良好的常温和低温塑韧性、易成形性和良好的可焊性而广泛应用于各工业领域和日常消费领域，在我国标准中已列入33个牌号，尚有大量非标准牌号在使用。奥氏体不锈钢的产量约占不锈钢产量的70%，其产品涵盖板、管、丝、带、棒、丝、锻件等几乎所有的冶金产品类型。

根据形成奥氏体基体的合金化类型，可将奥氏体不锈钢区分为铬镍奥氏体不锈钢和铬锰奥氏体不锈钢两大基本系列，前者以镍为主要奥氏体形成元素，后者奥氏体形成元素主要是锰，对于含量超过质量分数为15%Cr的合金，由于单独使用锰，即使超过质量分数25%也不能形成完全奥氏体，因此必须与碳、氮联合使用，常常还有少量的镍，因此，这类合金亦称铬锰氮或铬锰镍氮不锈钢。此外，在奥氏体不锈钢中还含有钼、硅、铜、钛、铌元素以赋予钢一些独特性能。通常奥氏体不锈钢中含有质量分数为16%～26%Cr，镍的质量分数可高达35%，锰的质量分数可以达到18%。近年来开发成功的超级奥氏体不锈钢中的铬的质量分数均在20%以上，最高达到33%，钢中的钼的质量分数高达7%，尚含有约质量分数为0.5%的氮。此类钢具有2倍于常规奥氏体不锈钢的屈服强度和优异的耐均匀腐蚀、点腐蚀和缝隙腐蚀的能力，可解决常规不锈钢难于克服的腐蚀问题。

尽管奥氏体不锈钢牌号很多，但大量生产和使用的仅几个牌号，其中0Cr18Ni9，00Cr18Ni10，0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2，以及相应的改进型牌号约占不锈钢产量的50%。奥氏体不锈钢自1913年问世以来，历经90年的发展，牌号众多，在图13.7-275中可以了解其发展脉络。

(1) 奥氏体不锈钢中的铁素体

奥氏体不锈钢的γ相基体是由促进奥氏体形成元素和促进铁素体形成元素之间的平衡关系所决定。典型的铁素体形成元素是铬、钼、钨、钛、铬、铌、钒。主要的奥氏体形成元素是镍，此外碳、氮也是奥氏体形成元素，且其形成γ相的能力是镍的数十倍。铜在高温下促进了由铁素体向奥氏体的转变，但在低温使奥氏体更加稳定，降低了向马氏体转变的趋势。锰能使氮在钢中的溶解度提高且提高钢的强韧性，因此成为节镍奥氏体不锈钢必不可少的元素。热变形不锈钢中铁素体含量可由镍当量和铬当量来决定，图13.7-276对判断变形不锈钢中铁素体含量更接近实际。奥氏体不锈钢中的铁素体对其性能将产生不利影响，如使钢热加工时裂纹倾向加剧（图13.7-277），在斜轧穿孔生产加工中尤为显著，一般要求α要小于5%。此外将导致耐点蚀性下降，在尿素环境中遭到选择性腐蚀等，因此在变形不锈钢中应尽量避免铁素体的形成。一旦钢中出现铁素体，采用热加工和热处理的办法均不能消除，惟一的办法是提高钢中奥氏体形成元素的含量，避免铁素体的形成或将其数量限制在允许范围内。

(2) 奥氏体不锈钢的形变马氏体（α′）

常用的奥氏体不锈钢自高温奥氏体状态急冷到室温所获得的奥氏体组织处于亚稳定状态，其奥氏体稳定程度受钢的成分所制约。当继续冷至室温以下或经受冷变形时，将可能存在马氏体组织。这种类型的马氏体包括α′和ε两种类型，前者为体心正方结构，呈铁磁性。后者为密集六方结构，无磁性。由于ε马氏体总是伴随α′马氏体而出现，对其看法尚不统一，一种观点认为它是γ→α′转变过程中的中间过渡相，另一种观点认为它是奥氏体不锈钢中一种独立相。

马氏体转变是一种无扩散相变，通过剪切机构由大规模有规则的原子排列的变化，在很短时间内完成这种转变，快冷和形变是马氏体转变的外部条件，奥氏体稳定程度是其马氏体转变的内在条件。对于每种成分的奥氏体不锈钢均存在 M_s 和 M_d 两个相变点，M_s 是在冷却过程开始产生马氏体相变的最高温度。M_d 是形变诱发马氏体转变的最高温度，通常是以其应变量30%冷变形后产生50%α′的温度作为标识，即 M_d (30)。两者均受钢中的合金元素含量的影响。除钴外，所有合金元素均降低 M_s 和 M_d，M_s 和 M_d (30) 的经验计算公式如下：

$$M_s(\alpha') = 1\,305 - 61.1(\%Ni) - 41.7(\%Cr) - 33.3(\%Mn) - 27.8(\%Si) - 1\,667(\%C + \%N)$$

$$M_d(\alpha')(30/50) = 413 - 9.5(\%Ni) - 13.7(\%Cr) - 8.1(\%Mn) - 9.2(\%Si) - 18.5(\%Mo) - 462(\%C + \%N)$$

M_s 和 M_d 点越低，发生马氏体相变越难。奥氏体中的马氏体相既存在有利影响，也存在不利影响，钢中适量的诱变马氏体可以提高胀形成形和胀形与深拉成形混合冷成形性能，亦可以利用它使钢得以强化。对于大多数奥氏体不锈钢，由于形变马氏体硬而脆且具有磁性，因此它的存在将使钢的强度提高，尤其是屈服强度提高更加明显，而塑韧性随之降低。此外形变马氏体的存在对钢的耐蚀产生不利影响。

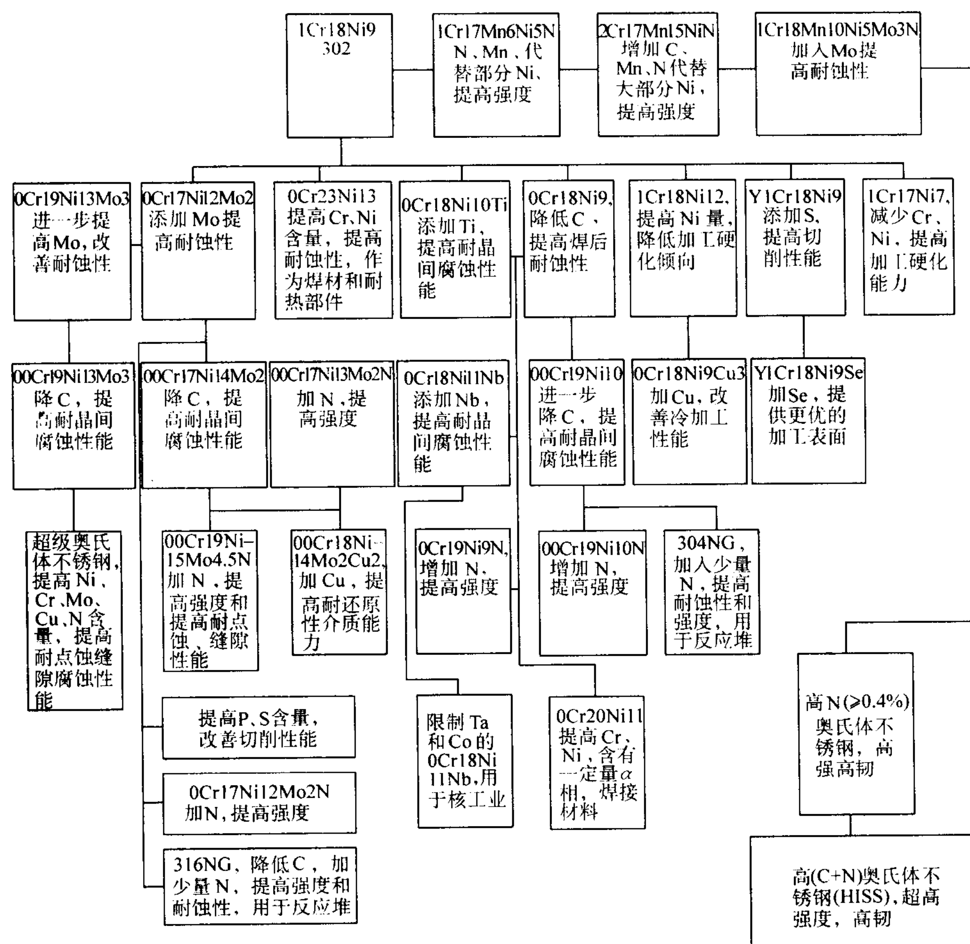


图 13.7-275 奥氏体不锈钢的发展网络简图

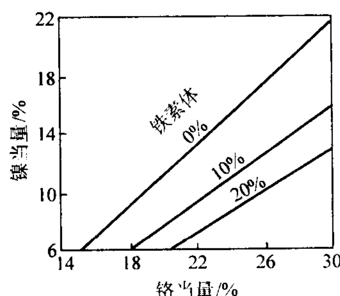


图 13.7-276 室温下不锈钢的组织与铬镍当量的关系（Hammond 图）

$Cr_{当量} = \%Cr + 1.5 \times \%Si + \%Mo$;

$Ni_{当量} = \%Ni + 30 \times (\%C + \%N) + 0.5 \times \%Mn$

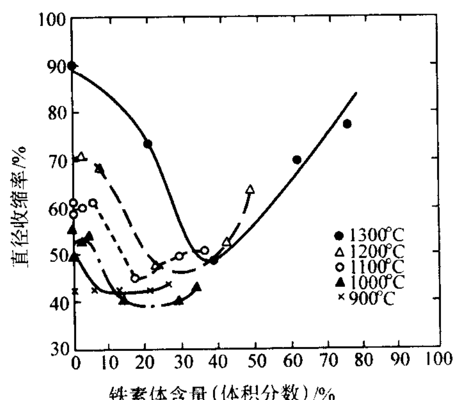


图 13.7-277 铁素体含量对 Fe-Cr-Ni 钢热塑性的影响

鉴于上述情况，通过调整钢中镍铬当量比，开发出可控制或避免形变马氏体形成的奥氏体不锈钢，以适用不同领域的需要。

奥氏体的稳定性亦可用 Post 和 Eberly 提出的直到 80%冷变形时钢的抗相变奥氏体稳定因数 Δ 进行判断，在引入铜和氮的影响后其 Δ 表达式为：

$$\Delta = Ni - \left[\frac{(Cr + 1.5Mo - 20)^2}{12} - 0.5Mn - 35C - Cu - 27N + 15\right]$$

式中的元素为质量百分数。

由此式可见，Ni、Mn、C、Cu、N 等均提高钢的奥氏体稳定性，尤以镍、碳、氮最为有效。Δ 值愈正，钢中的奥氏体稳定性愈高，奥氏体稳定性因数 Δ 与形变诱发 α′相的关系见图 13.7-278。

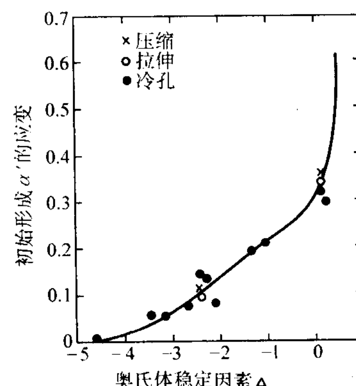


图 13.7-278 奥氏体稳定性与 α′马氏体形成的门槛应变的关系

(3) 奥氏体不锈钢中的碳化物和氮化物

常用奥氏体不锈钢的碳的质量分数在0.05%～0.15%，在高温下全部溶解于奥氏体中，当冷却到室温时，碳以过饱和状态存在于基体中，当再加热到适宜温度，并保温足够时间，碳将会以碳化物形式沉淀出来，常见的碳化物类型有$M_{23}C_6$、MC、M_6C，而M_7C_3少见。钢中存在的碳化物类型与钢的成分、受热条件有关。

$M_{23}C_6$型碳化物是影响奥氏体不锈性能最主要的碳化物。在不锈钢中，$M_{23}C_6$主要是铬的碳化物，常常称为$Cr_{23}C_6$，由于铁、钼等元素常常取代部分铬，也记作$(Cr, Fe)_{23}C_6$或$(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$。$M_{23}C_6$是一种富铬碳化物，具有复杂的面心立方结构，每个晶胞中含有92个金属原子和24个碳原子，其点阵常数约为奥氏体的3倍。

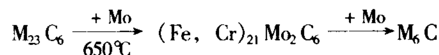
$M_{23}C_6$的析出温度范围为482～950℃，最敏感的温度出现于650～750℃之间，所需保温时间最短仅几秒钟，与钢的成分、加工历史条件和所处温度有关。$M_{23}C_6$在奥氏体基体中析出遵循一定顺序，以0Cr18Ni9为例，在满足$M_{23}C_6$析出的条件下，首先在铁素体-奥氏体相界析出，随后依次是晶界、非共格孪晶界、非金属夹杂物边界和共格孪晶界，最后是晶内。

富铬的$M_{23}C_6$沉淀，将引起其附近区域铬含量降低，由于铬的扩散极度缓慢，此区域铬得不到补充，形成贫铬区，使钢的耐蚀性降低，这就是引起晶间腐蚀的经典贫铬理论。在晶界，$M_{23}C_6$连续网状的形成其危害尤其严重。此外，$M_{23}C_6$的析出对耐点蚀、缝隙腐和SCC也将产生不利影响并降低钢的塑韧性。为了避免有害的$M_{23}C_6$析出，通常采用加入强碳化物形成元素和降低钢中碳的质量分数至0.03%以下来控制。研究和实践表明，将基体中的碳降至平衡碳的质量分数为0.02%以下是十分有效的。

MC碳化物主要出现于钛或铌稳定的奥氏体不锈钢中，在这类钢中的MC是TiC和NbC，如果有Ta存在（加Nb带入）也可能形成TaC。MC碳化物具有面心立方结构，碳原子在晶体点阵中占据八面体的位置，奥氏体不锈钢中不可避免含有氮，也可生成TiN和NbN等MN型氮化物。MN和MC晶格类型相同，C、N原子经常相互取代；实际工业产品中多半是以M（C，N）型碳氮化物形式存在。

在钛或铌稳定化奥氏体不锈钢中，经适宜的温度加热，MC优先析出，窃取了钢中的碳，因而减少或推迟了有害$M_{23}C_6$的析出，提高钢抗敏化态晶间腐蚀能力。MC的析出敏感温度为850～900℃，通常在此温度进行2～4 h的热处理，使MC优先析出，此种处理称做稳定化热处理。此种热处理一般是在固溶处理后再进行才能充分发挥作用。MC的析出除减缓$M_{23}C_6$析出提高耐晶间腐蚀外，尚可提高钢的蠕变性能，对于高温应用部件可在较高温度进行固溶处理，使MC尽量溶解，然后在高温应用中，MC便可弥散地沉淀出来，从而达到提高其蠕变强度的目的。

M_6C型碳化物是一种具有面心立方结构，点阵常数近于$M_{23}C_6$，每个晶胞中含有96个金属离子，但碳原子数不确定，不是一个严格遵守化学定量法的相，M_6C中至少含有两种金属原子，因此亦可记成A_3B_3C或A_4B_2C。M_6C在含钼或铌的奥氏体不锈钢中曾观察到它的存在。钢中的氮、镍、铜、铌促进M_6C的形成。在17Cr-13Ni-5Mo钢中仅在氮的质量分数超过0.069%时才发现M_6C，当镍的质量分数在25%以上时，镍、钼、铌含量越高，M_6C形成的越快。M_6C属于高温沉淀相，当成分适合时，最快的沉淀温度处于900～950℃，常常在1 h之内沉淀出来，主要分布于晶内，且与一种或几种金属间相同时生成。在较低温度下、只有长时间时效才能生成，如17Cr-13Ni-2Mo钢，在650℃经过1 500 h时效，先生成$M_{23}C_6$而后生成M_6C，目前有一种观点认为，M_6C是由$M_{23}C_6$按下式方式分解的产物：



$$M_{23}C_6 \xrightarrow[650℃]{+Mo} (Fe, Cr)_{21}Mo_2C_6 \xrightarrow{+Mo} M_6C$$

至目前为止，已观察到Fe_3Mo_3C，Fe_3Nb_3C和$(Fe, Cr)_3Nb_3C$等M_6C型碳化物，当温度超过1 050℃时，M_6C将会溶于奥氏体基体中。

在奥氏体不锈钢中存在氮化物的可能性是存在的（图13.7-279），在不含稳定化元素的工业生产的奥氏体不锈钢中（如18Cr-8Ni钢），当氮的质量分数超过0.15%时曾发现Cr_2N型氮化物，在含足够量的铝、钛、铌、钒的奥氏体钢中能够生成MN（TiN，NbN）。在高铬、高氮含钼和铌的奥氏体不锈钢中，在700～1 000℃等温时效或从高温进行缓冷可形成Z相（NbCrN）沉淀，它具有四方结晶构造（a = 303 pm，c = 737 pm），Z相沉淀将引起时效硬化，同时晶界沉淀将导致在低温和冲击载荷下的晶间型破坏。

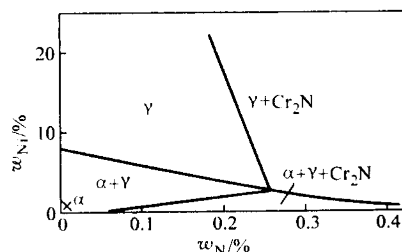


图13.7-279 18Cr-Fe-Ni-N系相平衡图（900℃）

(4) 奥氏体不锈钢中的金属间相

金属间相是指由钢中两种或两种以上金属元素构成的金属间化合物，亦称中间相。广义地讲，凡以元素周期表中B过渡族元素为基体（Mn、Co、Fe、Ni），含有A副族元素（Ti、V、Cr等）的合金系，在适合生成的条件下均能生成一系列金属间化合物，它的出现受电子/原子比（e/a）、原子半径和压缩度等因素控制，在这些相中，有些相B，A两族元素的原子数比保持恒定，另一些相此比值则可在相当大范围内波动。在常规奥氏体不锈钢中主要金属间相为σ、χ相和Laves相（η相）等。σ相的B、A元素构成可从B_4A变到BA_4，而Laves相只能是B_2A。

在奥氏体不锈钢中，σ相的名义成分依然是FeCr，但由于镍、钼等原子参与沉淀，其成分较铁素体不锈钢更为复杂，它的成分应为$(FeNi)_x(CrMo)_y$。σ相具有四方结晶构造，每个晶胞含有30个原子，当钢中e/a在5.6～7.6时最易形成，其沉淀与奥氏体基体保持一定位向关系。对于合金化程度低的镍铬奥氏体不锈钢一般不会出现σ相。但随着钢中的铬含量提高，以及含钼、硅较高的钢种易于生成σ相，σ相的生成温度为650～1 000℃，钢的合金化程度越高，最严重的沉淀温度随之向高温方向移动。对于镍基奥氏体合金，可采用Woodyall等人提出的平均电子空位数$\overline{N}_v$的方法判断σ相形成的倾向，$\overline{N}_v$是各元素的电子空位数与其原子百分数含量的乘积之和，即

$$\overline{N}_v = 0.66Ni + 1.71Co + 2.66Fe + 4.66(Cr + Mo + W) + 5.66V + 6.66Zr + 10.66Nb$$

当$\overline{N}_v$值大于2.52时，该合金就会出现σ相沉淀。此值在计算时，各元素的原子百分数仅是合金基体中的元素浓度，由于其他相的析出引起基体中元素浓度的变化无法计算，加之未考虑间隙元素碳、氮和少量钛、硅存在的影响，因此常常引起偏差。尽管如此，利用$\overline{N}_v$值仍可大体判断σ

相的析出倾向和它的稳定程度。1984年以来，Morinaga 等通过对过渡基合金固溶限问题的理论处理，提出了 *Md* 新参数作为过渡金属基合金相稳定性的量度，在实际应用中，理论结果与实际结果有较好的吻合。*Md* 参数的涵义是合金化过渡金属 d 轨道平均能级，*Md* 亦称 d 电子参数。它起源于过渡金属的 d 层轨道，与负电性和原子子半径密切相关。*Md* 随负电性增加而减少，随原子半径的增加而线性增加。对于一个合金固溶体，其 *Md* 平均值可按下式计算：

$$\overline{Md} = \sum X_i (Md)_i i$$

式中，X_i 为合金中第 i 元素的摩尔百分数；$(Md)_i$ 为第 i 元素的 *Md* 值。

当$\overline{Md}$超过某一数值后就会出现相不稳定，终端固溶体就可将发生第二相析出，包括 σ、μ、γ 和 Laves 相。对于铁素基合金 HK-40（(质量分数)：18%~20%Ni，24%~36%Ni）研究表明，当在 800℃时效 1 000~3 000 h，出现 σ 相的$\overline{Md}$临介值为 0.900，与实际情况相吻合，随着$\overline{Md}$值的增加，σ 相析出的越讯速，其数量也显著增加。

在不锈钢中，在适宜的条件下，σ 相首先在 3 个晶粒交汇点处出现，其次是在晶界。在长时间时效后，也会出现于非共格孪晶界和夹杂物处。σ 相的析出除引起合金脆化，当其量达到 2%~4%时，钢的冲击韧性显著降低，出现显著脆化，同时由于 σ 相富铬，将引起其周围铬的贫化，使耐蚀性劣化，在强氧化性介质还会出现晶界腐蚀。可以采用固溶处理将 σ 相溶解于基体中，并避免随后在 σ 相形成温度加热消除 σ 相的不利影响。如果不能采用固溶处理手段和难于避免在 σ 相形成温度受热，只能通过调整合金成分来防止它的形成。

x 相主要出现于含钼的奥氏体不锈钢中，其代表化学式为 $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$，其结晶构造为体心立方。在奥氏体不锈钢中，由于金属原子的相互置换，该相的实际成分为 $(FeNi)_{36}Cr_{18}Mo_4$。

Laves 相（η 相）是由固定原子构成的 B_2A 型金属间化合物，该相具有六方结构，每个晶胞含有 12 个原子，主要是晶内沉淀，与奥氏体基体保持一定的位向关系，形成 Laves相，B、A 原子半径比值不得大于 1.225。在奥氏体不锈钢中，该相化学式为 Fe_2Mo 和 Fe_2Nb。Laves 相沉淀相对较慢，数量也少，在奥氏体不锈钢中，钼、钛、硅加速其形成，而镍、碳、氮具有抑制作用。它的沉淀温度大体上与碳化物和 σ 相形成温度相重合，它的析出对钢性能的影响往往被主要析出相碳化物和 σ 相所掩盖。

2.1.1 1Cr17Ni7（AISI301）

1Cr17Ni7 是一种亚稳定奥氏体不锈钢，在充分固溶状态下，它具有完全奥氏体组织，因其奥氏体不稳定，当经过冷加工变形时，会有形变马氏体形成，其数量取决于变形量大小和形变温度。在奥氏体不锈钢中，1Cr17Ni7 是最易冷变形强化的钢种，通过冷加工变形可使钢的强度和硬度提高，并且仍保留足够的塑韧性，加之此钢在大气条件下具有较好的不锈性，因此，1Cr17Ni7 主要以冷加工状态应用于承受较高负荷，又希望减轻装备重量和不生锈的设备和部件。此外，此钢在受到外力撞击时易产生加工硬化可吸收更多的碰撞能量，对设备和人员将提供更可靠的安全保障。

（1）化学成分

1Cr17Ni7 钢的化学成分见表 13.7-38。

表 13.7-38 1Cr17Ni7 钢的化学成分

（摘自 GB/T 1220—1992）（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	16.00/18.00	6.00/8.00

（2）室温力学性能

1Cr17Ni7 钢的室温力学性能见表 13.7-39。抗弯强度如图 13.7-280 所示。此钢的压缩强度见表 13.7-40。高温时效对退火态 1Cr17Ni7 室温力学性能的影响见表 13.7-41。

表 13.7-39 1Cr17Ni7 钢的室温力学性能

试样及状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	硬度	A_{kv} /J
固溶退火（GB/T 1220—1992）	≥520	≥205	≥40	≥60	≥200HV	148
薄板、带，退火态（实测）	754	274	60	—		
热轧板，退火态（实测）	720	>72	55	70	165HB	—

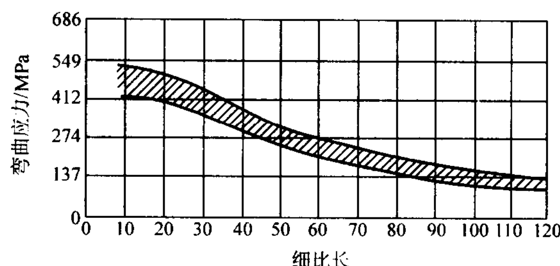


图 13.7-280 退火的 1Cr17Ni7 的抗弯特性

表 13.7-40 退火态 1Cr17Ni7 钢薄板的压缩强度

比例极限(0.01%残余变形)/MPa		屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	
纵 向	横 向	纵 向	横 向
82.3	82.3	274.4	301.8

表 13.7-41 高温时效后的 1Cr17Ni7 的室温力学性能

试样状态	时效温度 /℃	时间 /h	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	A_k（钥匙孔） /J
退火态	室温	—	126.9	240.1	69	—	—
	149	100	871.2	247	67	—	—
	260	100	836.9	253.8	66	—	—
	427	100	816.3	247	67	—	—

（3）冷作硬化特性

经冷加工变形可使 1Cr17Ni7 钢的强度明显提高、塑性相应降低，美国 ASTM 标准所规定的经冷加工变形的室温力学性能指标是见表 13.7-42，实测结果如图 13.7-281 所示。冷变形温度对钢的强化效果产生明显影响，随冷变形温度的降低，强化效果愈加显著，随之塑性也明显下降，如图 13.7-282 所示。

表 13.7-42 经冷变形的 1Cr17Ni7 钢的室温力学性能

试验状态	σ_b/MPa ≥	$\sigma_{0.2}$/MPa ≥	δ_5/% ≥	备 注
1/4 硬化（1/4H）	860	515	25	ASTM A666
1/2 硬化（1/2H）	1 030	760	10	ASTM A666
3/4 硬化（3/4H）	1 210	930	7	ASTM A666
全硬化	1 280	965	5	ASTM A666

（4）低温力学性能

在低温条件下，退火态和硬化态的 1Cr17Ni7 钢的力学性能的影响结果如图 13.7-283 和图 13.7-284 所示。

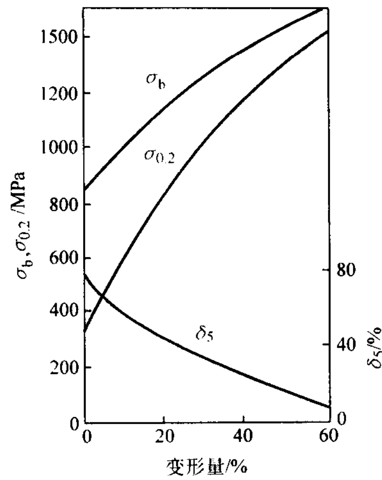


图 13.7-281 1Cr17Ni7 钢冷作硬化特性

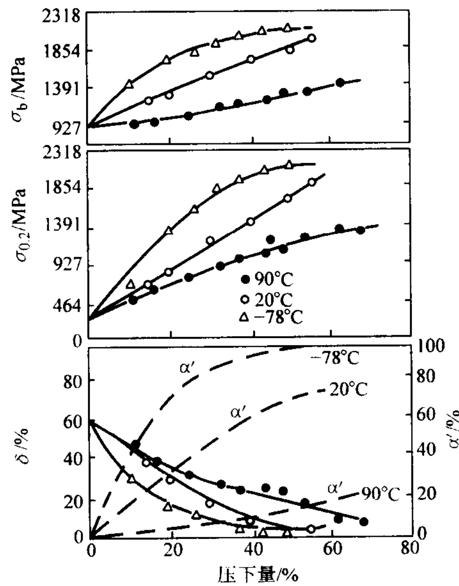


图 13.7-282 变形温度对 1Cr17Ni7 不锈钢室温力学性能及 α′马氏体生成数量的影响

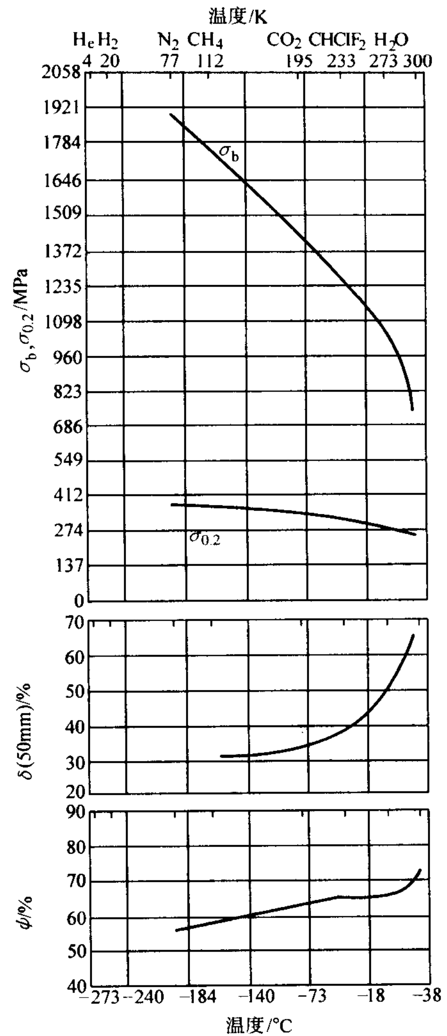
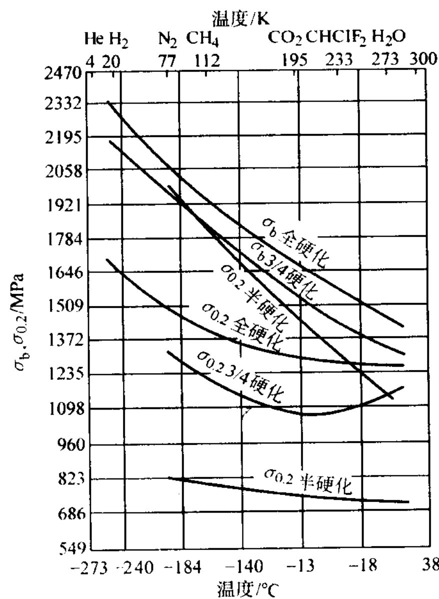


图 13.7-283 退火态 1Cr17Ni7 钢的低温力学性能

(5) 高温力学性能

1) 瞬时高温力学性能 不同状态的 1Cr17Ni7 高温瞬力学性能见表 13.7-43～表 13.7-47 和图 13.7-285～图 13.7-291。



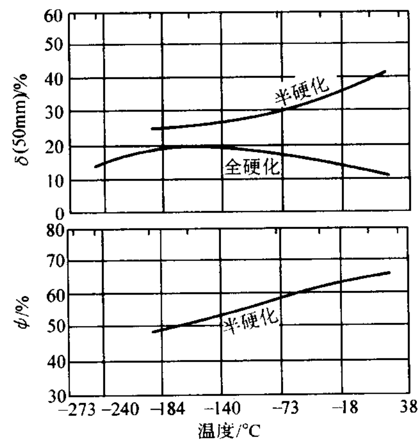


图 13.7-284 冷加工强化的 1Cr17Ni7 钢的低温力学性能

表 13.7-43 半硬化态 1Cr17Ni7 钢的高温瞬时力学性能

温度/℃	保持时间/h①	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.2c}$①/MPa	$\sigma_{0.2}$①/MPa	σ_b/MPa	σ_{bb}①/MPa
25	—	730	518	1 134	1 070	1 593
205	0.5	591	412	1 027	748	1 229
	2	572	433	956	756	1 094
	10	548	428	942	749	1 200
	100	543	439	934	775	1 141
315	0.5	557	485	979	747	1 107
	2	550	498	1 017	720	1 159
	10	562	477	981	731	1 107
	100	573	525	1 006	745	1 176
425	0.5	557	476	905	693	1 114
	2	543	494	905	717	1 054
	10	516	530	887	689	1 086
	100	516	544	845	641	1 024
540	0.5	483	442	776	592	919
	2	447	451	727	565	885
	10	437	439	749	556	866
	100	440	439	689	541	824
650	0.5	350	—	538	453	681
	2	347	—	597	440	694
	10	367	—	565	460	658
	100	352	—	568	426	674

① 保持时间为在试验温度保持时间；$\sigma_{0.2c}$：压缩屈服强度；$\sigma_{0.2b}$：承压屈服强度；σ_{bb}：承压断裂强度。

表 13.7-44 不同状态的 1Cr17Ni 钢的高温瞬时拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa 固溶	σ_b/MPa (1/4)H	σ_b/MPa (1/2)H	$\sigma_{0.2}$/MPa 固溶	$\sigma_{0.2}$/MPa (1/4)H	$\sigma_{0.2}$/MPa (1/2)H	δ/% 固溶	δ/% (1/4)H	δ/% (1/2)H
21	724	889	1 138	276	503	772	55	43.5	28.5
205	552	625	876	152	424	731	46	23	9
315	485	594	846	134	412	656	40	20	6.5
425	463	806	134	134	377	590	39	17.5	7
540	401	447	538	126	353	464	34	16.5	7
650	282	352	396	106	276	331	36	20	10
760	204	248	241	99	186	214	30	17	10
870	109	134	113	66	106	96	29	15	12.5

表 13.7-45 超硬化态 1Cr17Ni7 的压缩性能

温度/℃	σ_s/MPa a	σ_s/MPa b	E/GPa a	E/GPa b	备 注
65%冷轧，50HRC					
21	1 246	1 968	159	205	a 纵向
204	1 187	1 820	140	190	b 为横向
316	1 166	1 708	125	181	
427	1 056	1 515	123	160	
482	999	1 391	119	139	
538	659	947	108	126	
65%冷轧 + 400℃ × 8 h，52HRC					
21	1 624	2 230	190	219	
204	1 408	1 968	179	203	
316	1 195	1 778	161	191	
427	1 009	1 601	146	170	
482	962	1 326	139	152	
538	598	807	114	125	

表 13.7-46 半硬化态 1Cr17Ni7 的高温压缩性能与取样方向的关系

温 度/℃	取样方向	σ_{sc}/MPa	E/GPa
21	L（纵）	512	184.8
	T（横）	873	193.0
94	L（纵）	476	175.9
	T（横）	836	172.4
206	L（纵）	527	169.6
	T（横）	793	169.6
318	L（纵）	487	162.8
	T（横）	785	155.9
430	L（纵）	472	163.4
	T（横）	687	156.6
542	L（纵）	472	151.0
	T（横）	616	140.7

表 13.7-47 半硬态 1Cr17Ni7 的剪切强度

温 度/℃	USS/MPa L	USS/UTS L	USS/MPa T	USS/UTS T
0.53 mm 厚				
21	938	0.69	938	0.70
204	736	0.60	719	0.63
316	628	0.55	608	0.55
427	632	0.58	589	0.58
538	532	0.64	547	0.71
轧后 + 427℃ × 8 h				
21	1 009	0.74	1 009	0.76
204	756	0.61	756	0.64
316	708	0.59	690	0.61
427	654	0.59	645	0.62
538	552	0.65	553	0.72

注：L 为纵向；T 为横向。USS 为剪切强度；UTS 为抗拉强度。

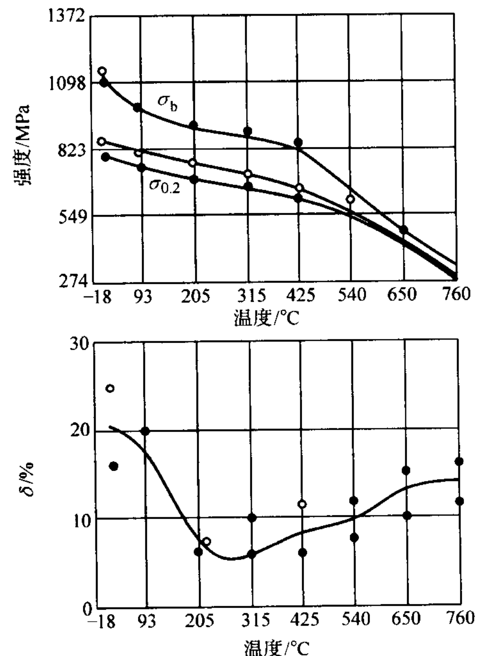


图 13.7-285 半硬态 1Cr17Ni7 冷轧薄板（1.3 mm）的高温拉伸性能

○ 纵向 ● 横向

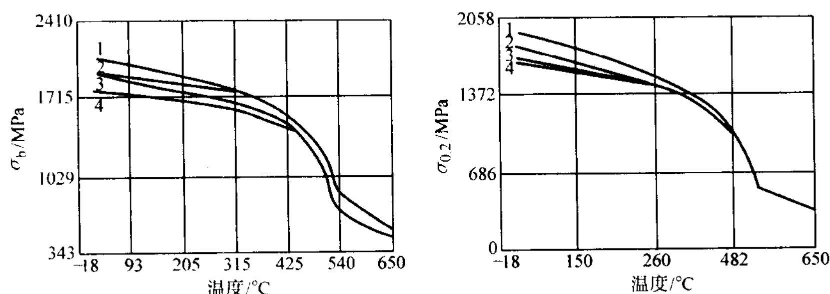


图 13.7-286 超硬态 1Cr17Ni7 冷轧薄板（0.5～0.7 mm）的高温抗拉强度和屈服强度

1—65%冷变形，400℃×8 h时效，横向；2—65%冷变形，横向；
3—65%冷变形，400℃×8 h时效，纵向；4—65%冷变形，纵向

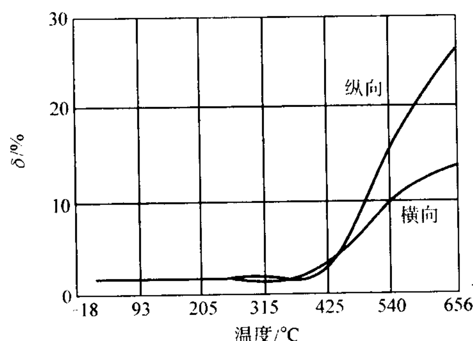
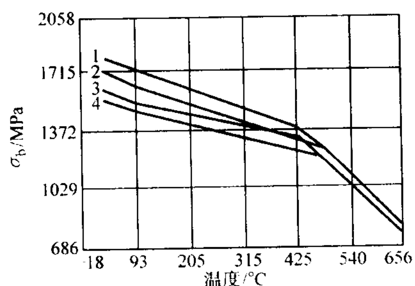
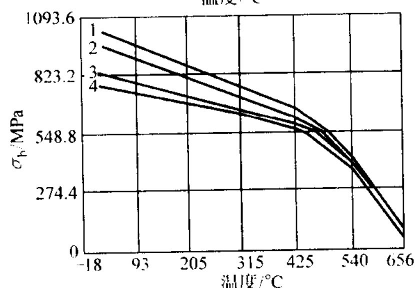


图 13.7-287 超硬态 1Cr17Ni7 冷轧薄板（0.5～0.7 mm）的高温拉伸伸长率

（试样为65%冷变形和65%冷变形＋400℃×8 h）





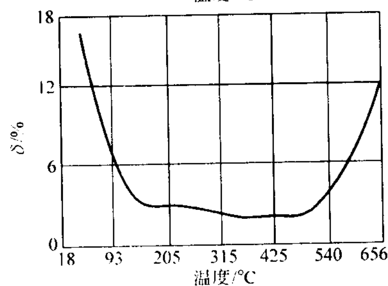
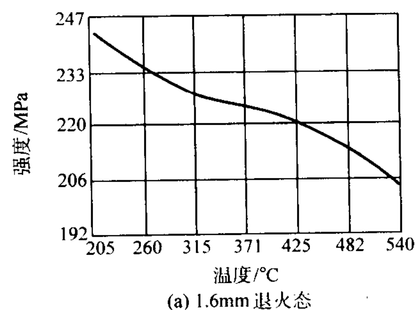
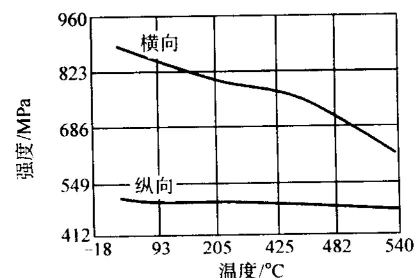


图 13.7-288 40%冷加工的 1Cr17Ni7 薄板（0.5～1.5 mm）的高温拉伸性能

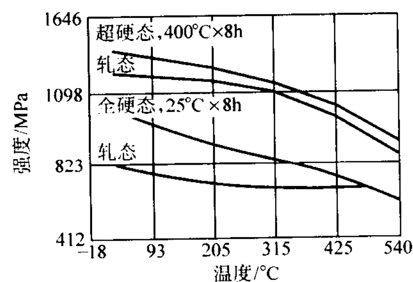
1—40%冷变形，400℃×8 h时效，横向；
2—40%冷变形，400℃×8 h时效，纵向；
3—40%冷变形，纵向 4—40%冷变形，横向



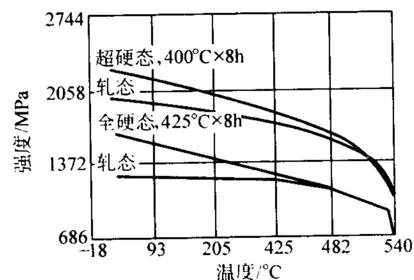
(a) 1.6mm退火态



(b)1.3mm半硬态



(c) 0.5～1.6mm全硬态,40%冷轧



(d)0.5～0.7mm超硬态,60%冷轧

图 13.7-289 1Cr17Ni7 薄板的压缩屈服强度

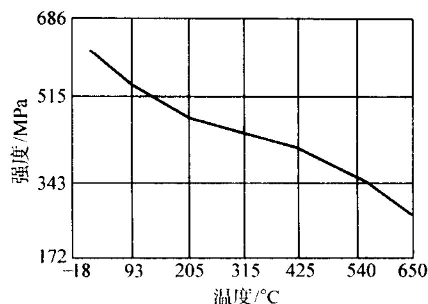


图 13.7-290 1Cr17Ni7 半硬态薄板的高温剪切强度

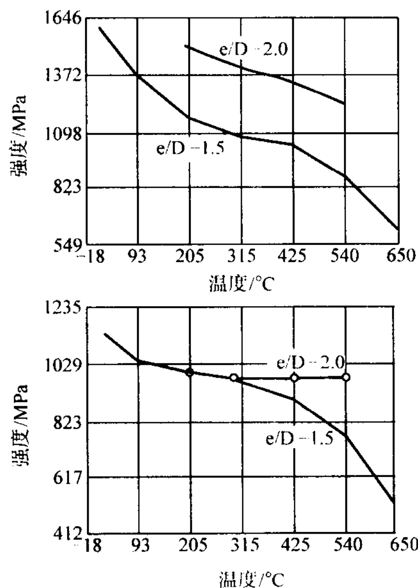


图 13.7-291 1Cr17Ni7 半硬态薄板的耐压强度

2）高温长时力学性能 不同状态下的 1Cr17Ni7 的持久和蠕变行为如图 13.7-292 至图 13.7-295 所示。

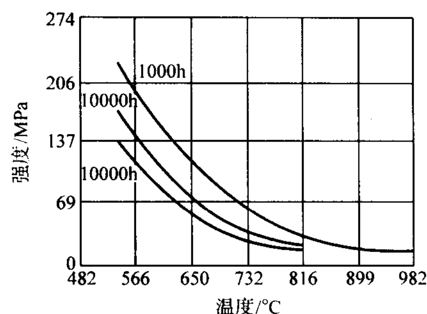


图 13.7-292 退火态 1Cr17Ni7 薄板的持久强度

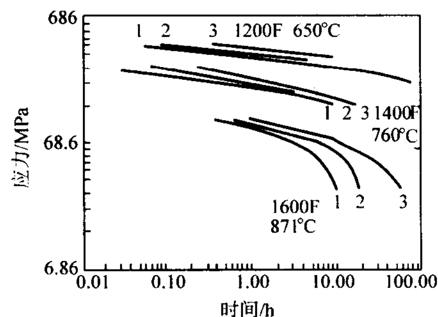


图 13.7-293 半硬态 1Cr17Ni7 薄板（1.3 mm）持久和蠕变强度

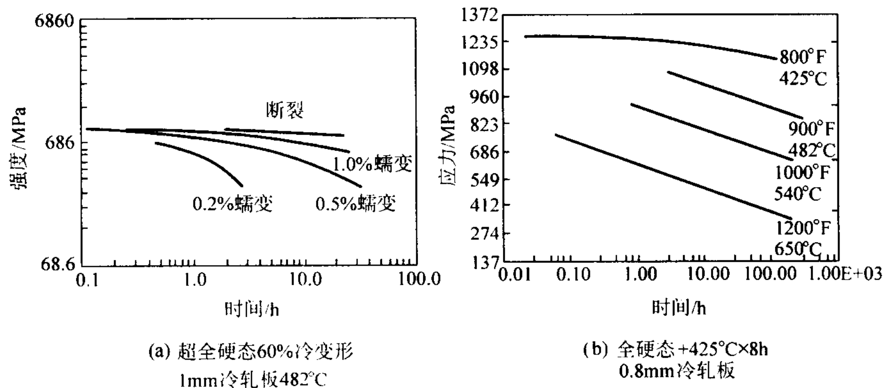
1—1.0%蠕变；2—2.0%蠕变；3—持久强度

(6) 断裂韧性

1Cr17Ni7 低温压力容器的断裂韧度见表 13.7-48。

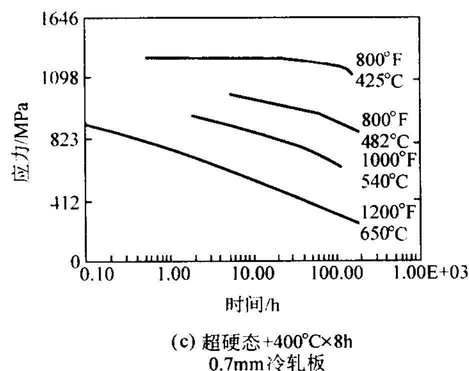
(7) 耐蚀性能

1Cr17Ni7 不锈钢在工业大气、城市大气条件下抗锈性能



(a) 超全硬态60%冷变形
1mm冷轧板482°C

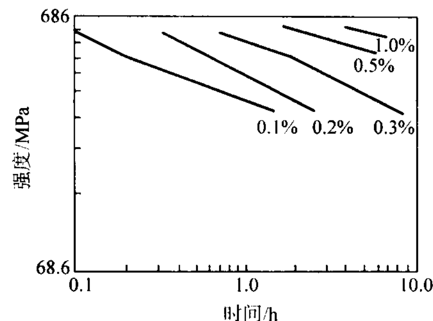
(b) 全硬态+425°C×8h
0.8mm冷轧板



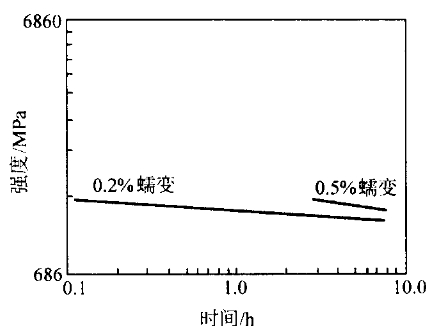
(c) 超硬态+400°C×8h
0.7mm冷轧板

图 13.7-294 全硬和超硬状态的 1Cr17Ni7 钢的持久强度

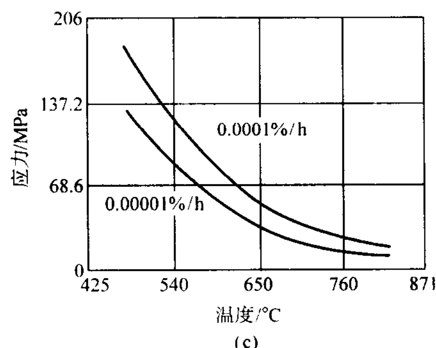
良好，在中性和氧化性环境中亦具有较好的耐蚀性，在海洋大气中具有可用的耐蚀性。但在还原性介质中耐蚀性欠佳，在酸、碱、盐等化工介质中耐蚀较差，因此不推荐用于腐蚀性苛刻的介质环境中。在大气中的耐蚀性见表13.7-49。



(a) 0.5mm超硬态(60%冷变形)在循环载荷(在应力下15min，在不加应力下15min)下，482℃的蠕变寿命



(b) 0.5mm超硬态(60%冷变形)在315℃的蠕变寿命



(c)

图13.7-295 1Cr17Ni7薄板的蠕变行为

表13.7-48 1Cr17Ni7的断裂韧度

性能	未时效		时效	
	球形	圆柱形	球形	圆柱形
F_{tu}/MPa	1 448	1 655	1 793	2 000
F_{ty}/MPa	1 310	1 482	1 620	1 793
δ/%	12	12	10	10
K_{IC}(焊接)/MPa·m$^{1/2}$	87.9	80	80	80
K_{IC}(母材)/MPa·m$^{1/2}$	110	100	100	100

(8) 工艺性能

1Cr17Ni7钢的热加工工艺性能良好，可生产棒、板、管、丝、带、锻件等冶金产品。热加工温度范围为1 150～850℃。钢的适宜固溶处理温度和冷加工过程的软化退火温度为1 050～1 100℃。

钢的焊接性能良好，冷轧薄板焊后，在近缝区会产生低强度区。在宇航工业中应用的焊接接头的力学性能见表13.7-50和表13.7-51。

表13.7-49 1Cr17Ni7在大气中的耐蚀性

介质条件	时间/年	腐蚀率 /g·m^{-2}·h^{-1}	点深 /mm	表面状况
Cleveland，OHIO工业建筑	10	—		冬季用盐引起表面锈斑
工业大气，Bayonne，N. J.	11.88	<2.5×10^{-5}	0.076	裸露处未见腐蚀
热带大气	8	—	—	未见明显损伤和点蚀
海洋大气距海洋244 m	1	—	—	分散的轻微锈蚀，几个发展成锈点
海洋大气距海洋244 m	15	<2.4×10^{-4}	0.04	20%表面出现轻微锈蚀和锈点

表13.7-50 全硬态1Cr17Ni7复杂焊接接头性能

板厚 /mm	温度 /℃	在接头中的镍箔	接头强度 /MPa	应力范围0～	疲劳性能	
					至第1个峰值的循环次数	至破裂时的循环次数
0.28 mm	24	无	1 427	1 000	462	945
	24	无	1 427	1 241	196	319
	24	无	1 448	965	459	1 531
	24	有	1 448	965	459	1 531
	24	有	1 448	1 282	362	496
	-196	无	1 855	965	>2 000	>2 000
	-196	无	1 855	1 476	350	389
	-196	有	1 986	965	>2 000	>2 000
	-196	有	1 986	1 476	>2 000	>2 000
	-253	无	1 627	965	275	736
	-253	无	1 627	1 172	100	200
	-253	有	2 117	965	>4 000	>4 000
	-253	有	2 117	1 172	>900	1 225

注：全部数据为2或3次试验的平均值。

表13.7-51 1Cr17Ni7冷轧板电阻点焊的力学性能

状态	温度/℃	剪切强度 /N·点$^{-1}$	交叉拉伸强度 /N·点$^{-1}$	拉伸/剪切
60%冷轧，0.28 mm厚	24	1 735	947	0.55
	-196	2 091	311	0.15
	-253	1 686	289	0.17

注：全部数据为20～100次试验的平均值。

(9) 物理性能

退火态1Cr17Ni7钢的物理性能见表13.7-52。

(10) 应用

铁路客车车箱、装饰板、传送带、紧固件等领域广泛应用1Cr17Ni7钢。此外，在大型液体火箭的低温压力容器中，该钢冷轧薄板已得到成功应用。

2.1.2 1Cr18Ni9 (AISI302)

1Cr18Ni9是一种历史最悠久的奥氏体不锈钢，钢的塑

表 13.7-52 1Cr17Ni7 的物理性能

参 数	指标	参 数	指标
密度/g·cm^{-3}	8.0	电阻/nΩ·m	720
弹性模量/GPa	193	磁导率	1.02
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}·K^{-1}$		熔点/℃	1 400～1 420
0～100℃	17.0		
0～315℃	17.2		
0～538℃	18.2		
热导率/W/m^{-1}·K^{-1}			
100℃	16.2		
500℃	21.5		
比热容（20℃）/J·kg^{-1}·K^{-1}	500		

性、韧性、热冷加工性能良好，可生产板、管、丝、带、棒材、锻件等各类冶金产品。它不能通过热处理手段进行强化，可通过冷变形获得较高的强度。在固溶状态下，在氧化性酸、大气、水、蒸汽等介质中具有良好的耐蚀性。钢的耐晶间腐蚀性能不佳，经 650℃敏化处理或在中温长期保温后，此钢具有晶间腐蚀倾向，若消除这种倾向，必须经过固溶处理，否则，仅能改用稳定化型或超低碳钢种。此外，1Cr18Ni9 的无磁性能及低温性能较好。因此，1Cr18Ni9 钢主要应用于对耐蚀性和强度要求不高的结构件和焊接件，亦可用于无磁部件和低温装置的部件。在具有晶间腐蚀的环境中，不宜以焊接状态使用。

（1）化学成分

1Cr18Ni9 钢的化学成分列于表 13.7-53。为了比较也列入了 ASTM 标准中所规定的化学成分。

表 13.7-53 1Cr18Ni9 钢的化学成分（质量分数）%

标 准	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
GB 1220—92	≤0.15	≤1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.03	17.0/19.0	8.0/10.0
ASTM A-276	≤0.15	≤1.0	≤2.0	≤0.045	≤0.03	17.0/19.0	8.0/10.0

（2）室温力学性能

1Cr18Ni9 钢的室温力学性能见表 13.7-54。钢的压缩强度见表 13.7-55。高温时效对 1Cr18Ni9 钢室温瞬时力学性能的影响见表 13.7-56。

表 13.7-54 1Cr18Ni9 的室温力学性能

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KV}/J·cm^{-2}	HB
GB 1220—92 退火态棒	≥520	≥205	≥40	≥60	—	≤187
棒材，1 150℃水冷	593	235	64	74	≥245	140
带材，1 100℃水冷	633	251	—	—	—	—
冷轧板，	686	461	55	—	—	—
1 050℃水冷	637	382	69	82	—	—
1 100℃水冷	540/760	201/382	49/69	59/81	—	—
1 200℃水冷	579	294	63	51	—	—

表 13.7-55 1Cr18Ni9 钢压缩强度

试样状态	$\sigma_{0.01}$/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa	
	L	T	L	T
退火态	75.46	75.46	247	247

注：L—纵向；T—横向。

表 13.7-56 时效后的 1Cr18Ni9 的室温力学性能

试样状态	时效温度/℃	时效时间/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K（钥匙孔）/J
退火态	室温	—	610.5	233.2	64.5	—	—
	149	100	610.5	—	64	—	—
	260	100	610.5	233.2	68	—	—
	427	100	603.7	226.4	65.5	—	—

（3）冷作硬化特性

冷加工变形后，1Cr18Ni9 的强度可显著提高，但硬化效果不如 1Cr17Ni7。钢的冷加工强化效果见图 13.7-296。美国 ASTM 标准规定的经硬化后的力学性能见表 13.7-57。冷变形温度对 1Cr18Ni9，钢室温力学性能的影响见图 13.7-297。经短时时效后的冷变形 1Cr18Ni9 钢的室温力学性能见表 13.7-58。

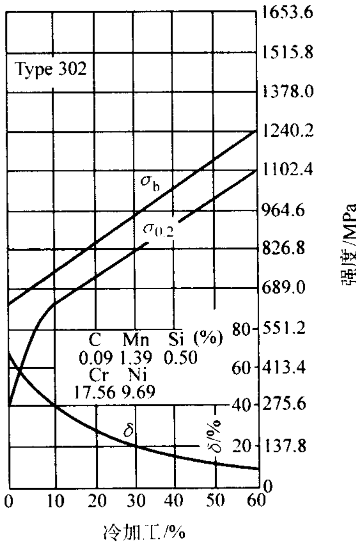


图 13.7-296 1Cr18Ni9 钢的冷作硬化特性

表 13.7-57 经冷加工的 1Cr18Ni9 的室温力学性能

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	标准
(1/4) 硬化	≥860	≥515	≥10	—	ASTMA666
(1/2) 硬化	≥1 030	≥760	≥10	—	ASTMA666
(3/4) 硬化	≥1 205	≥930	≥6	—	ASTMA666
全硬态	≥1 275	≥965	≥4	—	ASTMA666

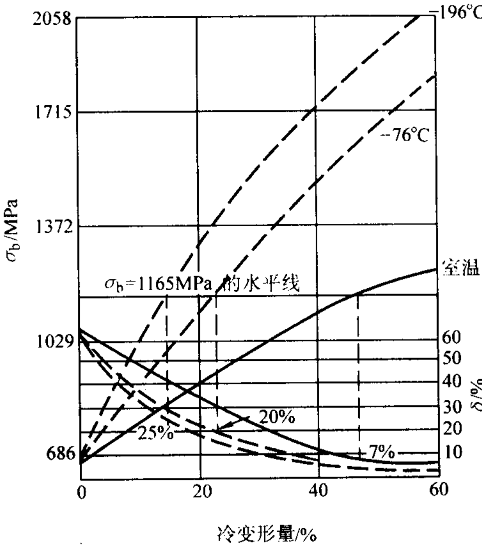


图 13.7-297 冷轧变形温度对 1Cr18Ni9 钢室温力学性能的影响

表 13.7-58 冷变形的 1Cr18Ni9 经时效后的室温力学性能

试样状态	时效处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	比例极限 /MPa	δ/%
退火供货态		617.4	260.7	157.8	58
-76℃，14%冷变形	未时效	953.5	665.4	178.3	26
	288℃×24 h	902.1	655.4	212.6	27
室温，20%冷变形	未时效	854.1	720.3	205.8	27
	288℃×24 h	830.1	699.7	226.4	28.5
-196℃，20%冷变形	未时效	1 296.5	850.6	185.2	15.5
	288℃×24 h	1 276	981	233.2	11
室温，40%冷变形	未时效	1 114.8	987.8	315.6	8.5
	288℃×24 h	1 179.9	1 063.3	329.3	8.5
-76℃，40%冷变形	未时效	1 543.5	1 317.1	336.1	3.5
	288℃×24 h	1 619	1 516.1	432.2	3.5
-196℃，40%冷变形	未时效	1 715	1 557.2	356.7	4
	288℃×24 h	1 783.6	1 749.3	404.7	2.5
室温，60%冷加工	未时效	1 296.5	1 138.8	391	3.5
	288℃×24 h	1 385.7	1 248.5	397.9	3.5
-76℃，60%冷变形	未时效	1 811	1 776.7	514.5	1.5
	288℃×24 h	1 920.8	1 872.8	665.4	1
-196℃，60%冷变形	未时效	2 051.1	2 023.7	679.1	1.5
	288℃×24 h	2 099.2	2 099.2	686	1.5

(4) 低温力学性能

退火态和冷加工态的低温力学性能示于图 13.7-298 和表 13.7-59。1Cr18Ni9 钢的低温冲击韧性和缺口强度和光滑试样强度的如图 13.7-299 和图 13.7-300 所示。

表 13.7-59 退火态 1Cr18Ni9 的低温力学性能

温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	A_K/J 夏比 V	A_K/J 艾氏
20	555.7	215.1	67.0	76.8	180.9	145.5
0	718.5	232.4	86.2	79.0	201.3	151
-20	821.9	246.8	67.1	75.0	189	160.5
-50	930.9	284.1	60.2	74.4	186.3	160.5
-100	1 093.5	242.7	54.1	71.0	186.3	159.1
-140	1 210.8	246.8	47.2	72.2	18.9	160.5
-196	1 430	256.5	47.8	59.2	206.7	160.5

(5) 高温力学性能

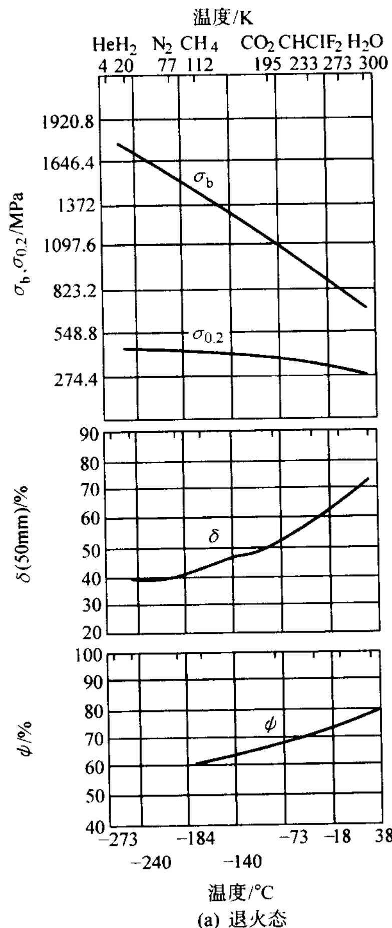
1) 瞬时高温力学性能 退火态 1Cr18Ni9 钢的高温瞬时力学性能见表 13.7-60。在试验温度保持时间对退火态 1Cr18Ni9 钢拉伸，压缩和承压强度见表 13.7-61。

退火状态的 1Cr18Ni9 的承压强度和承压屈服强度与温度的关系给于图 13.7-301。退火和半硬化态的剪切强度随温度的变化见图 13.7-302。

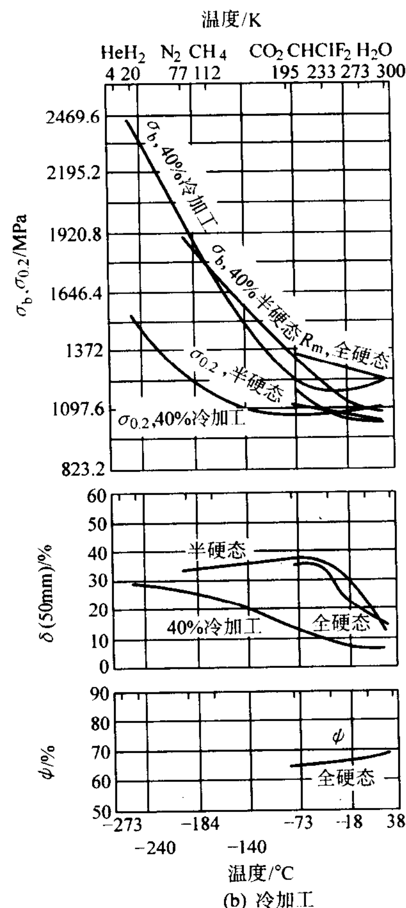
2) 高温长时力学性能 不同状态的 1Cr18Ni9 的持久和蠕变行为如图 13.7-303～图 13.7-305 所示。1Cr18Ni9 螺旋弹簧的高温松弛性能如图 13.7-306 所示。

(6) 疲劳性能 退火状态和硬化态的 1Cr18Ni9 钢的室温和-40℃的疲劳性能如图 13.7-307 和图 13.7-308 所示。旋转弯曲疲劳性能见表 13.7-62。

(7) 耐蚀性能



(a) 退火态



(b) 冷加工

图 13.7-298 退火态和冷加工态 1Cr18Ni9 的低温力学性能

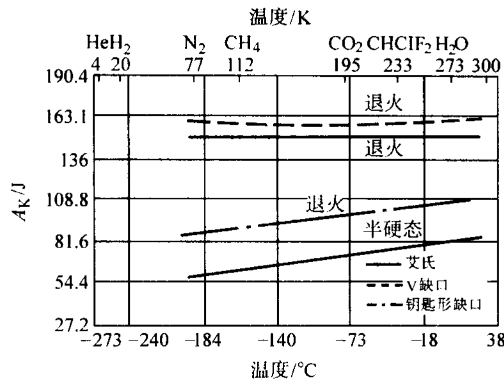


图 13.7-299 退火态和半硬态 1Cr18Ni9 的低温冲击韧度

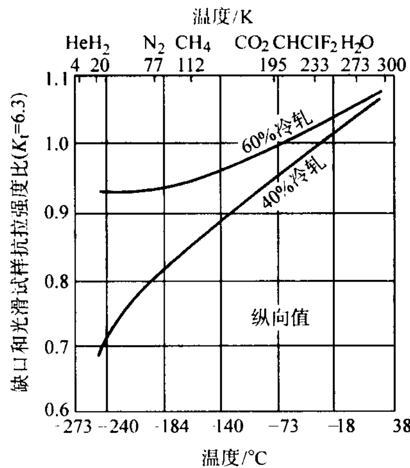


图 13.7-300 1Cr18Ni9 在低温缺口抗拉强度与光滑试样抗拉强度比

表 13.7-60 1Cr18Ni9 的高温力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
21	585	255	57	70
205	495	160	51	73
315	470	135	45	71
425	440	115	40	69
540	385	97	36	66
650	305	86	34	58
790	200	76	36	46
870	110	—	40	40

表 13.7-61 试验温度保持时间对退火态 1Cr18Ni9 的拉伸，压缩和承压强度的影响

温度/℃	保持时间/h	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.2c}$/MPa	$\sigma_{0.2b}$/MPa	σ_b/MPa	σ_{bb}/MPa
26	—	310	317	503	614	1 158
204	0.5	228	248	427	476	765
	2	214	248	386	462	758
	10	221	255	393	469	765
	100	221	255	379	462	758
316	0.5	214	241	393	469	752
	2	214	234	372	469	731
	10	214	221	372	455	752
	100	207	228	400	462	752

续表 13.7-61

温度/℃	保持时间/h	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.2c}$/MPa	$\sigma_{0.2b}$/MPa	σ_b/MPa	σ_{bb}/MPa
427	0.5	200	214	379	448	717
	2	193	214	365	434	724
	10	193	207	365	455	779
	100	200	214	345	448	689
538	0.5	172	200	324	414	641
	2	165	200	345	421	648
	10	172	193	331	434	641
	100	165	200	310	427	648
648	0.5	159	—	303	372	558
	2	159	—	303	372	558
	10	165	—	295	372	552
	100	152	—	290	359	538

注：$\sigma_{0.2c}$：压缩屈服强度；$\sigma_{0.2b}$：承压屈服强度；σ_{bb}：承压强度。

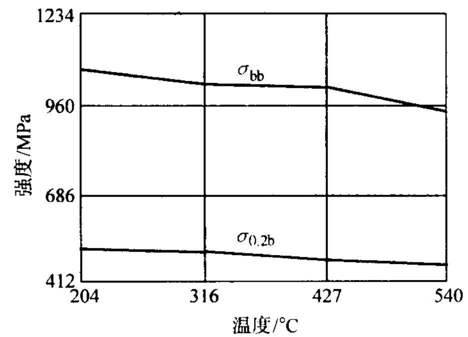


图 13.7-301 退火态 1Cr18Ni9 的高温承压强度

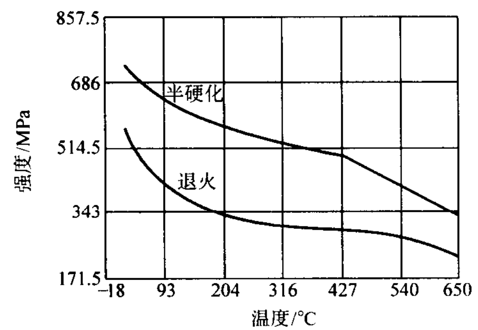


图 13.7-302 退火和半硬化态 1Cr18Ni9 的高温剪切强度

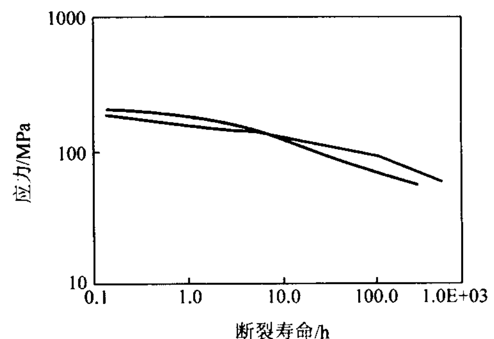


图 13.7-303 1Cr18Ni9 在 700℃的持久强度

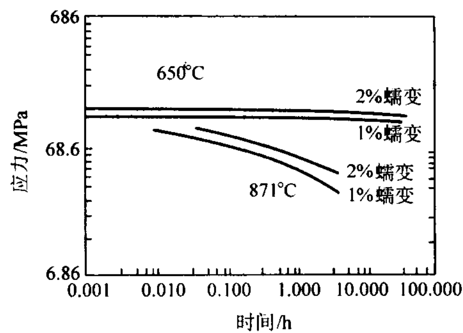


图 13.7-304　退火态 1.3 mm1Cr18Ni9 薄板的蠕变性能

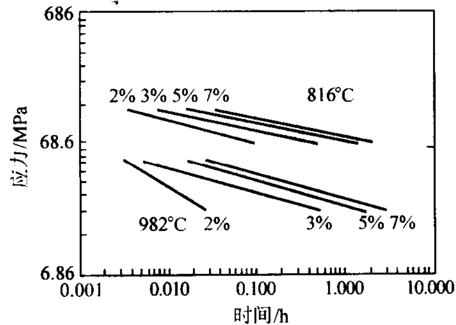


图 13.7-305　退火态 1Cr18Ni9 的短时蠕变性能
（热膨胀：816℃时为 1.54%，982℃时为 1.91%）

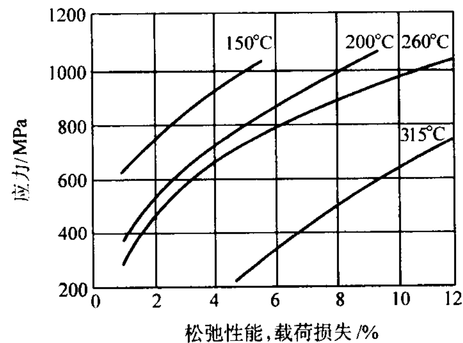


图 13.7-306　1Cr18Ni9 螺旋压缩弹簧在给定温度保持 72 h 后的松弛曲线

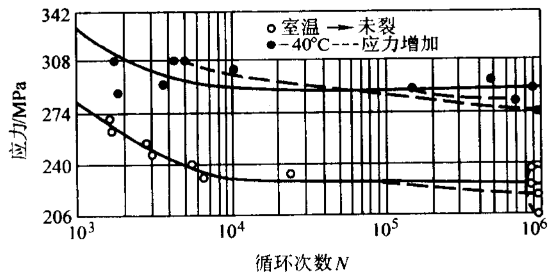


图 13.7-307　退火态 1Cr18Ni9 的疲劳强度

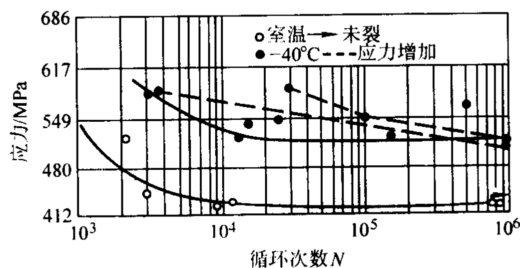


图 13.7-308　冷加工的 1Cr18Ni9 钢的疲劳性能

表 13.7-62　1Cr18Ni9 钢的旋转弯曲疲劳性能

热 处 理	指定寿命 10^7 次，σ_{-1}/MPa
1 080～1 130℃水冷	265
退　火	226

1）均匀腐蚀　固溶处理状态的 1Cr18Ni9 钢的耐均匀腐蚀性能示于表 13.7-63 和图 13.7-309。

表 13.7-63　1Cr18Ni9 钢的耐腐蚀性能

介质条件			试验时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	0.5～99	20		<0.1
	7～37	沸		0.1～1.0
	65	沸		<1.0
	93	37		0.01
	93	55		0.21
	97	55		0.76
	99	55		1.25
	99	沸		<10.00
醋酸	10	沸		<0.1
	50	沸		<1.0
	80	沸		<3.0
硫酸	0.5	190	100	0.06～0.14
	1	20～90	360	0.002
	5	20	384	0.6
	5	40	—	<3.0
	5	50	—	3.0～4.5
	5	100～105	16～43	3.3～15.0
	10～50	20	—	2.0～5.0
	80	20	120	0.46
	90～95	20	360～1 032	0.000 6～0.008
柠檬酸	1～50	20		<0.1
	5	140		<1.0
	50	沸		<10.0
	95	20～140		<0.1
盐酸	2	35		2.86

2）晶间腐蚀　1Cr18Ni9 耐晶间腐蚀性能不良，敏化态不能通过晶间腐蚀检验，固溶态可通过晶间腐蚀检验。因此在焊接状态在产生晶间腐蚀的介质中不宜采用。

3）辐照性能　1Cr18Ni9 经中子辐照后抗拉强度明显提高，见表 13.7-64。

（8）工艺性能

1）热加工性能　1Cr18Ni9 热加工性能良好，适宜的热加工温度范围为 1 160～1 200℃，终加工温度应大于 850℃。

2）冷加工性能　固溶状态下，1Cr18Ni9 具有良好的冷加工性能，可顺利进行冷轧，冷拔操作加工。钢的冷成形性能良好，可进行冷冲压和冷弯等冷成形作业，钢的极限拉深系数约为 2.06，工作拉深系数为 1.80～1.90。

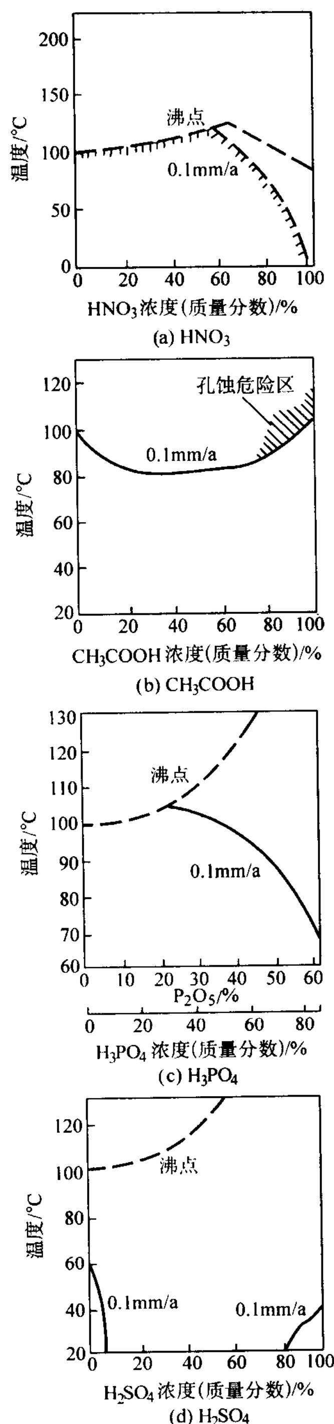


图 13.7-309 1Cr18Ni9 钢在不同酸溶液中的等腐蚀曲线

表 13.7-64 1Cr18Ni9 经中子辐照后的强度变化

温度/℃	中子密度(nvt)	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa		
		照前	照后	变化	照前	照后	变化
100	3.9×10^{19}	655	777	+122	232	576	+344

3）热处理 钢的固溶热处理温度为 1 100～1 150℃，冷加工中间热处理温度为 850～970℃，冷却方式为水冷，对于截面尺寸较小的材料亦可空冷。

4）焊接性能 钢的焊接性能良好，可采用各种方法焊接，手工电弧焊可采用奥 102，奥 107 焊条，焊后可通过 L 法晶间腐蚀检验。采用奥 132 和奥 137 焊条焊接且经敏化处理后亦可通过 L 法晶间腐蚀检验。为确保钢的耐晶间腐蚀性能，焊后应进行固溶处理，若不能进行固溶，宜选用抗敏化性能优异的钢种。

（9）物理性能

1Cr18Ni9 的物理性能见表 13.7-65。

表 13.7-65 1Cr18Ni9 的物理性能

参 数	指标	参 数	指标
密度/$g\cdot cm^{-3}$	8.0	比热容/$J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	500
弹性模量 E/GPa	193	0～100℃	
线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$			
0～100℃	17.2	电阻/$n\Omega\cdot m$	720
0～315℃	17.8	磁导率	1.02
0～538℃	18.4	熔点范围/℃	1 400～1 420
热导率/$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$			
100℃	16.2		
500℃	21.5		

（10）应用

1Cr18Ni9 主要用于制造中等温度下耐腐蚀而强度要求不高的部件以及低温应用。在要求耐蚀及无磁的环境中，该钢可以制造各相应部件和设备，如弹簧、管道、紧固件、容器、管道、换热器等。

2.1.3 Y1Cr18Ni9（AISI303）和 Y1Cr18Ni9Se

Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 是两种易切削 Cr-Ni 奥氏体不锈钢。前者通过调整钢中的磷、硫含量，后者除调整钢种的磷、硫含量外还加入硒，从而改善了 1Cr18Ni9 钢的切削加工性能。钢的其他性能仍保留了 1Cr18Ni9 的特点。对于要求切削加工性能优良和具有良好加工表面的部件，宜选用此类钢为佳。

（1）化学成分

两个钢号的化学成分列入表 13.7-66。

表 13.7-66 Y1Cr18Ni9、Y1Cr18Ni9Se 的化学成分（质量分数） %

标 准	钢 号	化学成分							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Se
GB/T 1220—1992	Y1Cr18Ni9① 303	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≥0.15	8.00/10.00	17.00/19.00	—
	Y1Cr18Ni9Se 303Se	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≥0.060	8.00/10.00	17.00/19.00	≥0.15

① 可加入≤0.6% Mo。

（2）力学性能

Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 的室温瞬时力学性能见表 13.7-67。

（3）冷作硬化

Y1Cr18Ni9 钢冷作硬化特性如图 13.7-310 所示。

（4）低温力学性能

Y1Cr18Ni9 的低温力学性能见图 13.7-311 和图 13.7-312。

表 13.7-67 Y1Cr18Ni9、Y1Cr18Ni9Se 的室温力学性能

标 准	钢 号	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HB	备注
GB 1220—92	Y1Cr18Ni9 Y1Cr18Ni9Se	≥520	≥205	≥40	≥50	≤187	标准规定值
ASTM A473	303 303 Se	≥515	≥205	≥40	≥50	—	
	冷加工态	790/1 000	—	—	—	—	
棒材	退火态 Y1Cr18Ni9 Y1Cr18Ni9Se	617	240	50	55	160	实测值

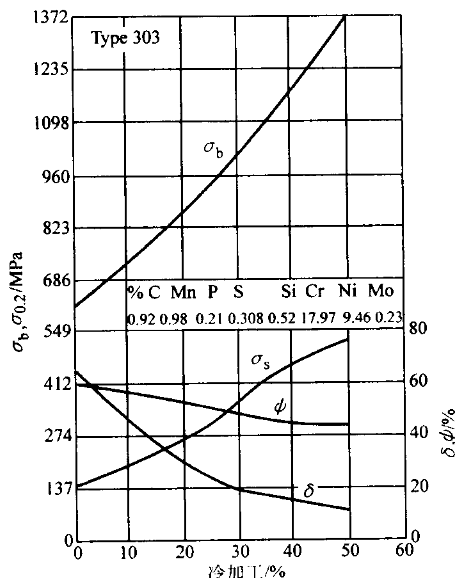


图 13.7-310 Y1Cr18Ni9 钢冷作硬化特性

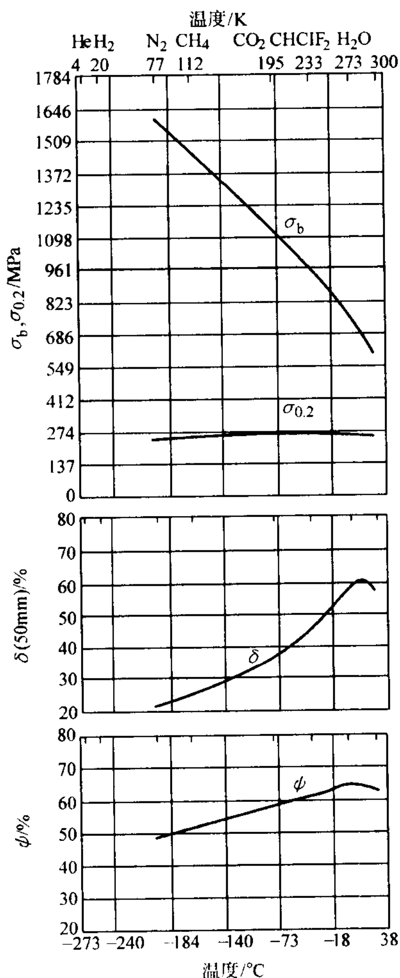


图 13.7-311 Y1Cr18Ni9 退火态的低温力学性能

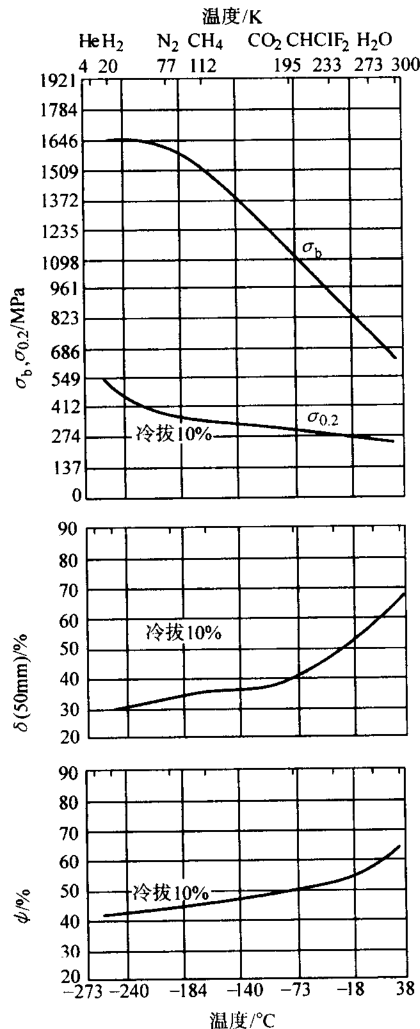


图 13.7-312 Y1Cr18Ni9 冷加工态的低温力学性能

Y1Cr18Ni9 和 YY1Cr18Ni9Se 的低温压缩强度和冲击吸收功如图 13.7-313 和图 13.7-314 所示。

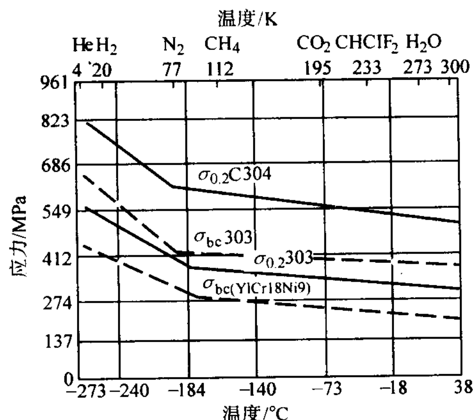


图 13.7-313 Y1Cr18Ni9 的低温压缩强度

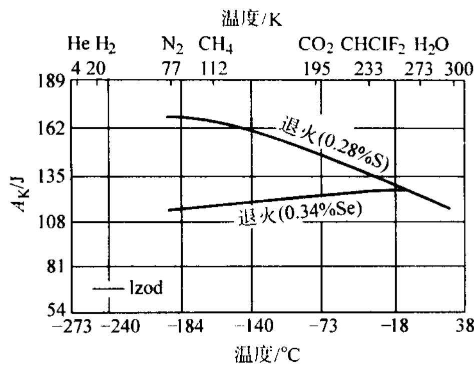


图 13.7-314 Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 的低温冲击吸收功

(5) 高温力学性能

1) 高温瞬时拉伸性能 Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 的高温瞬时拉伸性能见表 13.7-68 和表 13.7-69。

表 13.7-68 退火态 Y1Cr18Ni9 的高温瞬时拉伸性能

温度/℃	σ_m/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HB	A_K(艾氏)/J
21	607	240	52	66	160	108
93	572	—	49	63	—	—
204	531	—	43	57	—	—
316	496	—	37	53	—	—
427	469	240	35	52	—	—
538	421	235	34	54	—	—
649	317	205	30	53	—	—
760	207	145	20	44	—	—
870	140	70	34	43	—	—

表 13.7-69 退火态 Y1Cr18Ni9Se 的高温瞬时拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HB	A_K/J
21	620	240	50	55	160	108
425	420	240	35	51	—	—
540	380	235	34	55	—	—
650	310	205	30	54	—	—
760	205	145	31	45	—	—
870	140	70	34	43	—	—

2) 高温长时力学性能 Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 的高温蠕变性能见表 13.7-70。

表 13.7-70 退火态 Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 的蠕变强度

温度/℃	Y1Cr18Ni9 $\sigma_{1/1\,000}$/MPa	Y1Cr18Ni9Se $\sigma_{1/10\,000}$/MPa
540	115	115
650	50	50
760	5	5

(6) 耐蚀性

在干燥和大多数中等腐蚀环境中，其耐蚀性相当于 1Cr18Ni9，在湿态大气中形成锈蚀膜，在严苛腐蚀介质中其耐蚀性不如 1Cr18Ni9。同 1Cr18Ni9 一样，它们不耐敏化态晶间腐蚀。在液态钠和 NaK 中的腐蚀速度见表 13.7-71。

(7) 工艺性能

表 13.7-71 Y1Cr18Ni9 钢在液态 Na 和 NaK 中的腐蚀速度

介质条件	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
含 0.005~0.01 份氧的钠	500	720	<0.002 5
含 56% Na 的 NaK	593	144	0.007 6

1) 热加工 由于钢中磷、硫含量较高对钢的热加工性能产生不利影响，推荐的热加工范围为 982~1 204℃，随后在 1 038℃退火并水冷。

2) 冷加工 钢的冷加工性能不如 1Cr18Ni9。一般不推荐冷成形操作。

3) 切削加工性能 此类钢易于切削加工，其切削性能优于 1Cr18Ni9，易断屑且表面光滑。切削加工的一些参数见表 13.7-72~表 13.7-74。加工表面粗糙度如图 13.7-315 所示。

表 13.7-72 Y1Cr18Ni9 的切削加工性能（高速钢）

工 具	尺寸/mm	速度/mm·s^{-1}	进刀量/cm·r^{-1}
成形工具	宽度 6.35	33.5	0.006 6
	12.70 19.05	32 30.5	0.005 6 0.004 8
箱式工具	深 25.4 3.175 6.35	35.0 32.0 30.5	0.016 5 0.015 2 0.014 0
麻花钻	直径 6.35 12.70 19.05	19.8 21.3 22.9	0.011 4 0.012 7 0.014 0
扩孔钻	直径 12.7 12.7	27.4 27.4	0.014 0 0.021 6
精 钻 切削攻丝 成形攻丝	— — —	10.7 4.6~9.2 6.1~13.7	0.008 9 — —

表 13.7-73 采用碳化物工具的进给量和速度

工 具	进刀量/cm·r^{-1}	深度/mm
单点切削	0.038	6.35
箱式工具切削	0.020	1.27
切 断	0.011~0.023	1.6~6.35
成 形	0.15~0.08	2.7~50.8
平 面 磨	0.030②	6.35
	0.034②	1.27
端 磨	0.15②	1.27
	0.018②	0.38
扩 孔	0.064	50.8①
	0.008	3.18①

① 扩孔钻直径。
② cm/齿。

表 13.7-74 采用陶瓷工具的进给量和速度

加工类型	陶瓷类别		表面速度/m·min^{-1}
	首层	第二层	
单点切削	CA-4	CA-720	91
箱式工具切削	CA-4	CA-720	107
切 断	CA-4	CA-720	68.6
成 形	CA-4	CA-720	68.6

续表 13.7-74

加工类型	陶瓷类别		表面速度
	首层	第二层	/m·min⁻¹
平面磨	CA-4	CA-720	114
端 磨	CA-4	CA-720	134
	CA-4	CA-720	99.1
扩 孔	CA-4	CA-720	114
	CA-4	CA-720	61
	CA-4	CA-720	61

(8) 物理性能

Y1Cr18Ni9 的物理性能如下：

密度/g·cm^{-3}：8.0

弹性模量/GPa：193

线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}：

0~100℃	17.2
0~315℃	17.8
0~538℃	18.4

热导率/W·m^{-1}·K^{-1}：

100℃	16.2
500℃	21.5

比热容/J·kg^{-1}·K^{-1}：

0~100℃	500

电阻率/nΩ·m：

20℃	720
100℃	780
200℃	860
400℃	1 000
600℃	1 110
800℃	1 210

磁导率： ≤1.02

熔点范围/℃： 1 400~1 450

(9) 应用

Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 主要应用于干燥和中等腐蚀环境中，对耐蚀性要求不高，但对切削加工性能要求较高的部件，如办公器械复印机的滚子、导辊、轴类等。对要求无磁、耐锈蚀又要求和加工性能优良的产品，此类钢是最佳选择。

2.1.4 0Cr18Ni9 (AISI304) 和 00Cr19Ni10 (AISI304L)

0Cr18Ni9 钢是奥氏体不锈钢，是在最初发明的 18—8 型奥氏体不锈钢的基础上发展演变的钢种，该钢是不锈钢的主

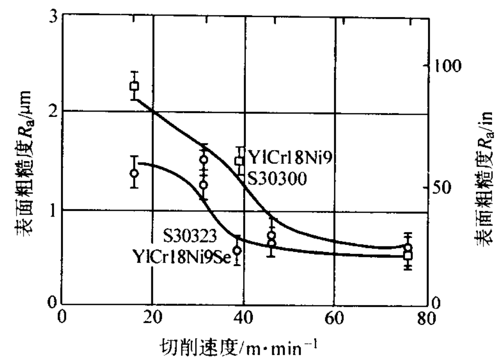


图 13.7-315 Y1Cr18Ni9 和 Y1Cr18Ni9Se 的磨削加工的表面粗糙度

体钢种，其产量约占不锈钢总产量的 30%以上。由于此钢具有奥氏体结构，它不可能通过热处理手段予以强化，只能采用冷变形方式达到提高强度的目的。钢的奥氏体结构赋予了它的良好冷、热加工性能、无磁性和好的低温性能。0Cr18Ni9 钢薄截面尺寸的焊接件具有足够的耐晶间腐蚀能力，在氧化性酸（HNO_3）中具有优良的耐蚀性，在碱溶液和大部分有机酸和无机酸中以及大气、水、蒸汽中耐蚀性亦佳。

0Cr18Ni9 钢的良好性能，使其成为应用量最大、使用范围最广的不锈钢牌号，此钢适于制造深冲成形的部件以及输送腐蚀介质管道、容器，结构件等，0Cr18Ni9 亦可用于制造无磁、低温设备和部件。

00Cr19Ni10 是在 0Cr18Ni9 基础上，通过降低碳和稍许提高镍含量的超低碳型奥氏体不锈钢。此钢是为了解决因 $Cr_{23}C_6$ 析出致使 0Cr18Ni9 钢在一些条件下存在严重的晶间腐蚀倾向而发展的。在开发初期，因冶金生产降碳较难，一度曾妨碍了它的广泛应用，在 20 世纪 70 年代新的二次精炼方法 AOD 和 VOD 工艺成功用于生产后，此钢才真正得到广泛应用。与 0Cr18Ni9 比较，此钢强度稍低，但其抗敏化态耐晶间腐蚀能力显著优于 0Cr18Ni9。除强度外，此钢的其他性能同于 0Cr18Ni9Ti。它主要用于需焊接且焊后又不能进行固溶处理的耐蚀设备和部件。

上述两个钢种，在易产生应力腐蚀环境和产生点蚀和缝隙腐蚀的条件下，在选用时应慎重。

(1) 化学成分

0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的化学成分见表 13.7-75 和表 13.7-76。

表 13.7-75 0Cr18Ni9 钢的化学成分（质量分数）① %

标准名称	化学成分								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	N
GB 1220—92 GB 4239—92	≤0.07	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00/11.00	17.00/19.00	—	
ASTMA182/A182M F304	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00/11.00	18.00/20.00	—	—
ASTM、A666、A473	≤0.08	≤0.75	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00/10.50	18.00/20.00	—	≤0.1
RCC-M3301、3306、3307 Z6CN 18-10	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00/10.00	17.00/20.00	—	—
RCC-M3304、M3303	≤0.08	≤0.75	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00/11.00	17.00/20.00	≤0.1	—

① 此钢用于堆芯强辐照条件，钢中的钴含量≤0.20%，力争≤0.10%。

表 13.7-76 00Cr19Ni10 钢的化学成分（质量分数） %

标准名称	化学成分									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Cu	N
GB 1220—92 GB4239—92	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00/12.00	18.00/20.00			—
ASTMA182/A182M	≤0.035	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00/13.00	18.00/20.00			
ASTM、A666、A473	≤0.03	≤0.75	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00/12.00	18.00/20.00			≤0.1
RCC-M3301、3306、3307	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	9.00/12.00	17.00/20.00			—
RCC M3303、3304	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	9.00/12.00	17.00/20.00		≤1.00	—

(2) 室温力学性能

0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢的室温瞬时力学性能标准指标见表 13.7-77 和表 13.7-78，实测数据见表 13.7-79。高温时效对退火态 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢室温拉伸性能的影响数据见表 13.7-80。

(3) 冷作硬化

表 13.7-77 不同标准规定 0Cr18Ni9 的室温和 350℃室温力学性能

标 准	材料类型	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.2}^{350℃}$ /MPa	δ_5/%		ψ/%	HB	a_K/J·cm^{-2}	
						L	T			L	T
GB 1220—92	热轧棒、锻材	固溶	≥520	≥205	—	≥40	—	≥60	≤187	—	—
GB 4239—92	热轧板	固溶	≥520	≥205	—	≥40	—	—	≤187	—	—
ASTM A276、A473	热加工棒、锻材①	固溶	≥515	≥205	—	≥40	—	≥50	—	—	—
ASTM A167	管、板、带	固溶	≥515	≥205	—	≥40	—	—	≤92HRB	—	—
ASTM A666	棒、管板带	1/8 硬化	≥690	≥310	—	≥35	—	—	—	—	—
RCC-M3301、3306	锻件	固溶	≥520②	≥210	≥125	≥45	≥40	—	—	≥160	≥100
RCC-M3307	板材	固溶	≥520	≥210	≥125	≥45③	—	—		≥120	—

① 截面尺寸≥127 mm。
② 尺寸厚度 > 150 mm，其值≥485 MPa。
③ 厚度≤3 mm 板，其值为≥40%。

表 13.7-78 不同标准规定 00Cr19Ni10 钢的室温和 350℃的力学性能指标

标 准	材料类型	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.2}^{350℃}$ /MPa	δ_5/%		ψ/%	硬度 HB	a_K/J·cm^{-2}	
						L	T			L	T
GB 1220—92	热轧棒、锻材	固溶	≥480	≥177	—	≥40	—	≥60	≤187	—	—
GB 4239—92	板	固溶	≥480	≥177	—	≥40	—	—	≤187	—	—
ASTM A473	锻件	固溶	≥450	≥170	—	≥40	—	≥50	—	—	—
ASTM A167、A240	管、板、带	固溶	≥480	≥170		≥40	—	—	HRB≤88	—	—
RCC-M3301、3303、3306	锻件、管材	固溶	≥490	≥175	≥105	≥45	≥40	—	—	≥160	≥100
RCC-M3307	板材	固溶	≥490	≥175	≥105	≥45①	—	—	—	≥120	—

① 厚度≤3 mm，δ≥40%。

表 13.7-79 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的室温力学性能

牌 号	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HRB	A_{KV}/J
0Cr18Ni9	1 080 ~ 1 130℃水冷	539/686	211/402	51/71	665/77.5	74	192/234
00Cr19Ni10	1 100℃水冷	510/745	196/490	45/68.5	68/81.5	—	—
00Cr19Ni10	1 050℃水冷	541/618	235/274	53/69	69/77	—	—

表 13.7-80 时效对 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 室温拉伸性能的影响

钢 号	时效温度/℃	时效时间/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ (25 mm) /%	ψ/%	HB	A_K 钥匙孔/J
0Cr18Ni9	室温	—	563	233	66	76	—	123
	482	10 000	569	226	66	76	—	107
	566	10 000	597	261	63	72	—	84
	650	10 000	213	56	68	—	63	
00Cr18Ni10	室温	—	556	206	68	77	120	
	482	10 000	563	213	67	76	115	
	566	10 000	556	220	65	77	96	
	650	10 000	549	206	60	70	85	

冷加工使 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的强度明显提高，但其提高的幅度不如 1Cr17Ni7。一些冷作硬化特性如图 13.7-316 和图 13.7-317 所示。

(4) 低温力学性能

退火态 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢的低温力学性能见表 13.7-81 和图 13.7-318 和图 13.7-319。

(5) 高温力学性能

1) 高温瞬时力学性能　0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的高温

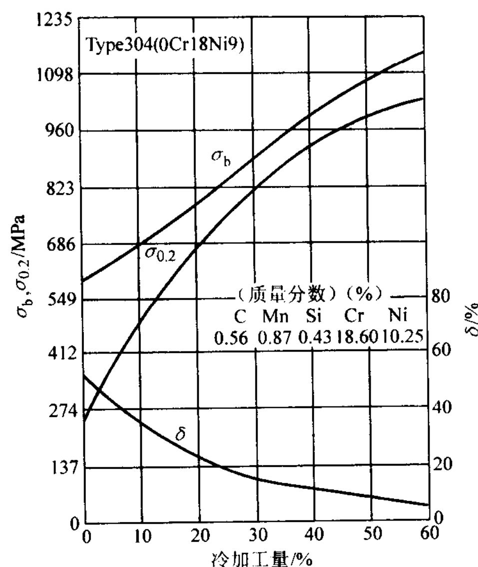


图 13.7-316　冷加工对 0Cr18Ni9 室温力学性能的影响

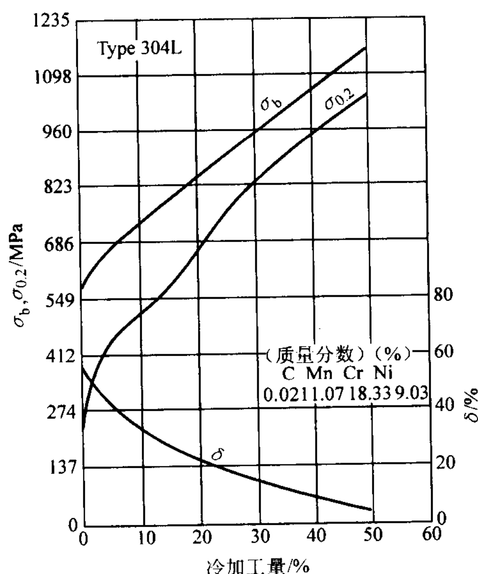


图 13.7-317　冷加工对 00Cr19Ni10 钢室温力学性能的影响

表 13.7-81　0Cr18Ni9 钢低温力学性能

试验温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_{KV}/J
0	274	903	65	75	208
-20	245	996	56	67	198
-50	241	1 123	50	71	198
-100	227	1 307	43	69	172
-140	252	1 395	41	68	164
-196	236	1 641	38	67	172

瞬时力学性能见表 13.7-82。

2) 高温长时力学性能　0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢持久和蠕变性能示于图 13.7-320～图 13.7-322 和表 13.7-83。

(6) 疲劳性能和断裂韧性

0Cr18Ni9 的疲劳强度如图 13.7-323 和图 13.7-324 所示。

00Cr19Ni10 钢的轴向疲劳性能如图 13.7-325 所示。两个钢种的疲劳裂纹扩展速率如图 13.7-326～图 13.7-328 所示。

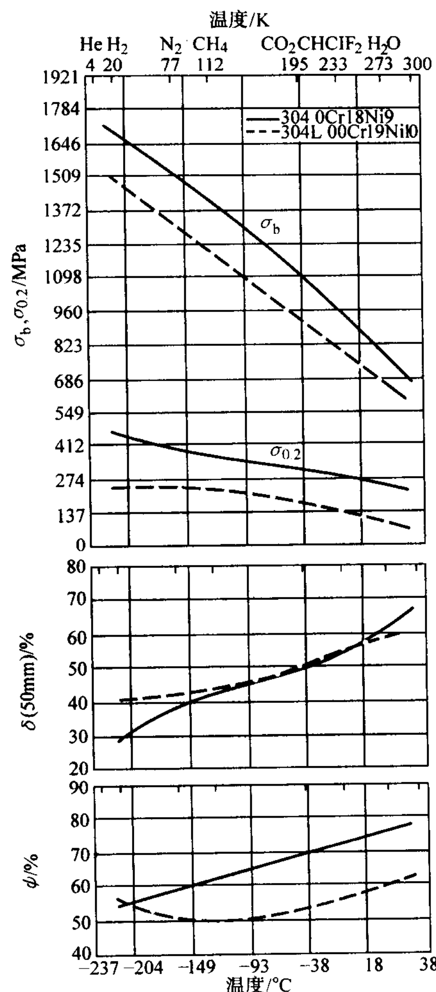


图 13.7-318　0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的低温拉伸性能

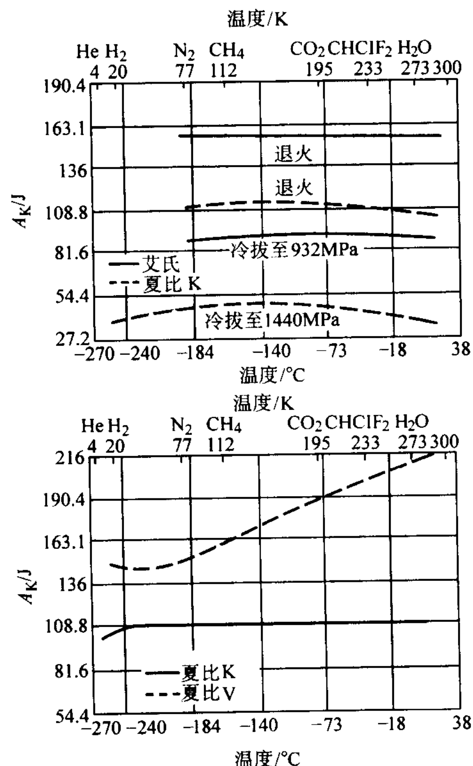


图 13.7-319　0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的低温冲击吸收功

表 13.7-82 0Cr18Ni9、00Cr19Ni10 高温瞬时力学性能

牌 号	项目	热处理制度	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%
0Cr18Ni9	400℃	1 050℃水冷	412	108	45	69
	480℃		382	98	45	69
	600℃		333	82	39	58
	700℃		235	74	35	36
	800℃		147	69	30	28
00Cr19Ni10	200℃	1 050℃水冷	412	118	52	75
	426℃		392	96	48	68
	538℃		353	82	45	67

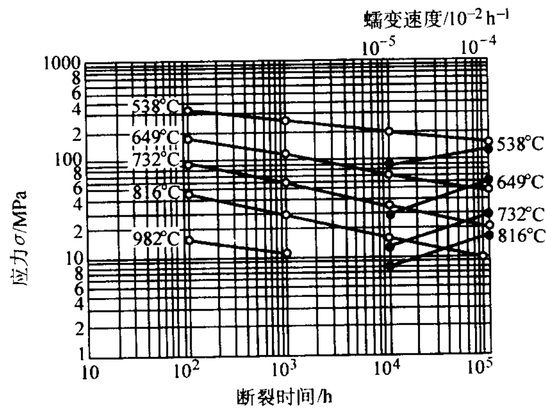


图 13.7-320 0Cr18Ni9 钢持久和蠕变强度

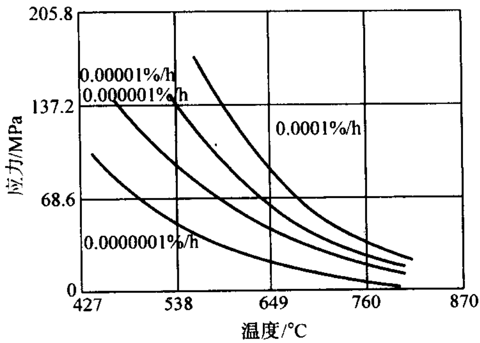


图 13.7-321 00Cr19Ni10 钢蠕变强度

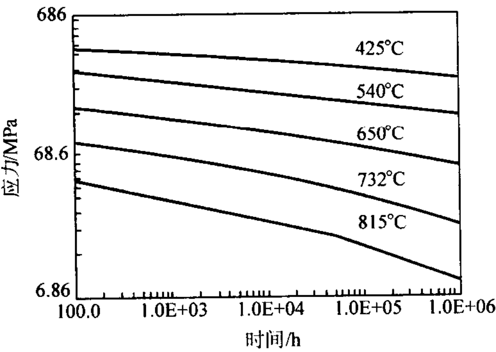


图 13.7-322 00Cr19Ni10 棒材（1 065℃ × 30 minWQ）的持久强度

1 080 ~ 1 130℃水冷固溶处理的 0Cr18Ni9 钢的断裂力学性能数据列于表 13.7-84。试样尺寸为 20 mm × 24 mm × 96 mm。

表 13.7-83 0Cr18Ni9 和在 595℃的持久和蠕变性能

产品类型	241 MPa			207 MPa			172 MPa		
	断裂寿命 /h	最小蠕变速变/10^{-2}h^{-1}	蠕变应变 /%	断裂寿命 /h	最小蠕变速变/10^{-2}h^{-1}	蠕变应变 /%	断裂寿命 /h	最小蠕变速变/10^{-2}h^{-1}	蠕变应变 /%
板									
9.5 mm	14.9	0.34	14.9	150.7	0.055	15.6	527.3	0.013 0	10.2
12.7 mm	36.3	0.45	25.4	137.5	0.011	22.3	759.3	0.013 0	19.8
19 mm	27.0	0.29	12.9	123.9	0.043	9.4	769.3	0.006 5	11.8
24.5 mm	23.5	0.41	—	107.1	0.100	17.4	440.1	0.011 0	16.0
50.8 mm	22.2	0.37	16.2	92.8	0.078	11.4	357	0.009 0	5.9
棒									
ϕ17 mm	43.7	0.35	—	168.8	0.061	—	—	—	—
ϕ44.5 mm	33.9	0.31	19.8	142.5	0.066	14.7	600.7	0.011 0	14.0
ϕ50.8 mm	33.1	0.30	15.9	169.0	0.058	17.1	614.4	0.008 4	12.8
ϕ114.3 mm	40.2	0.33	19.6	159.5	0.095	23.4	611.8	0.014 0	15.3
管									
ϕ203.2 mm	32.2	0.29	15.4	165.7	0.049	13.4	630.4	0.011	13.6
ϕ101.6 mm	37.8	0.56	24.6	160.9	0.067	22.1	758.9	0.007 4	13.0
ϕ63.5 mm × 17 mm 热管	23.3	0.38	15.0	142.9	0.045	10.7	690.7	0.007 6	11.1
ϕ63.5 mm × 17 mm 冷拔	38.5	0.26	15.2	179.1	0.045	13.0	758.4	0.006 4	12.2

注：试样经 1 093℃ × 30′固溶，每个数据为 3 个试样的平均值。

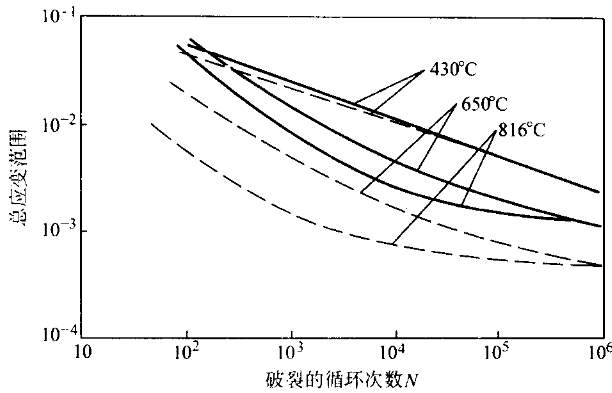


图 13.7-323 0Cr18Ni9 的低周疲劳

—— 10 次/min - - - 10^{-3}次/min

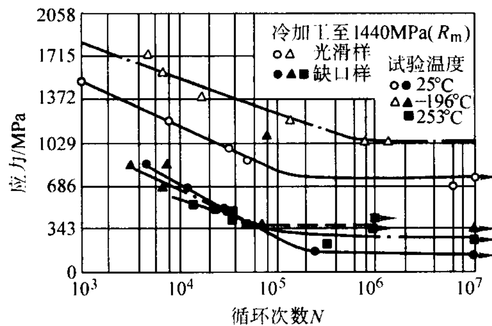


图 13.7-324 冷加工的 0Cr18Ni9 往复梁式疲劳强度

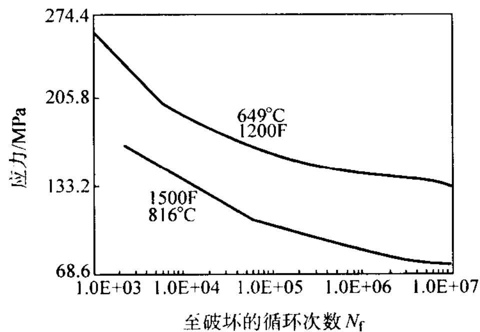


图 13.7-325 19 mm00Cr19Ni10 圆棒的轴向疲劳

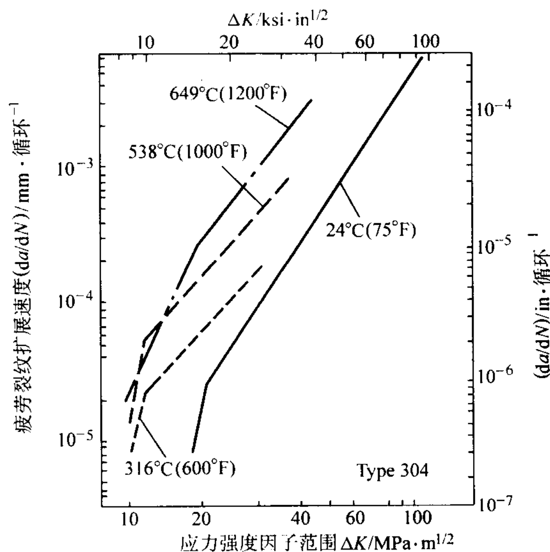


图 13.7-326 0Cr18Ni9 钢（退火态）在空气中 0.066 Hz，载荷比 0～0.05 的疲劳裂纹扩展速率

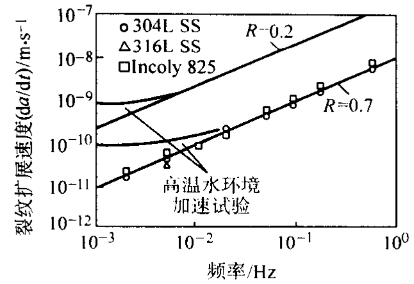


图 13.7-327 00Cr19Ni10（304L）在 93℃模拟井水中频率和裂纹扩展速率之间的关系

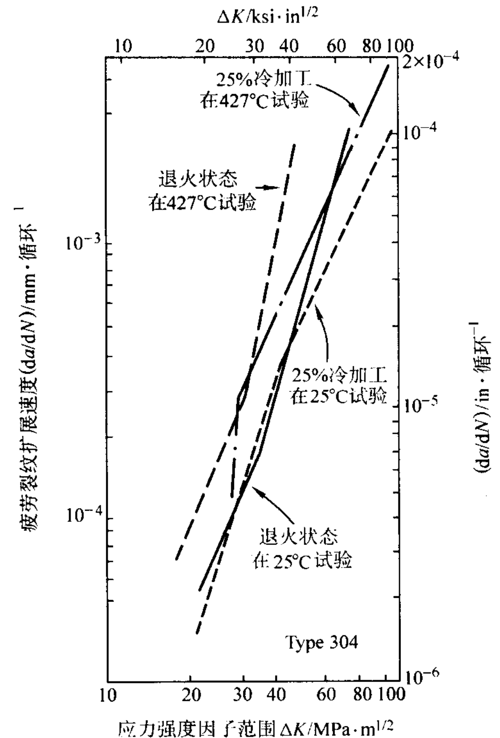


图 13.7-328 冷加工对 0Cr18Ni9 疲劳裂纹扩展速率的影响

（空气中，0.17 Hz，载荷比 0.05）

表 13.7-84 0Cr18Ni9 钢 J_i 值（三点弯曲试样）

项 目	试验温度/℃						
	室 温					-196	
a/mm	10.75	10.74	10.21	10.02	12.23	10.77	10.78
J_i/N·mm^{-1}	4.59	7.05	4.54	4.16	—	33.7	39.9
J_{max}/N·mm^{-1}	>436	>1 212	>755	—	2 253	>1 131	>1 410

时效对 0Cr18Ni9 钢板断裂韧度的影响如图 13.7-329 所示。

（7）耐蚀性

1）均匀腐蚀 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢在酸、盐等介质中的耐蚀性示于表 13.7-85、表 13.7-86 和图 13.7-330 及图 13.7-331。

在反应堆环境中的均匀腐蚀情况示于表 13.7-87～表 13.7-93 和图 13.7-332、图 13.7-333。

2）点腐蚀 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的点蚀行为如图 13.7-334 和图 13.7-335 所示。

3）应力腐蚀 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢在高浓氯化物中耐应力腐蚀破裂性能不佳。在热水和高温水中具有工程意义的耐应力腐蚀破裂性能，但其性能受钢的组织状态、合金

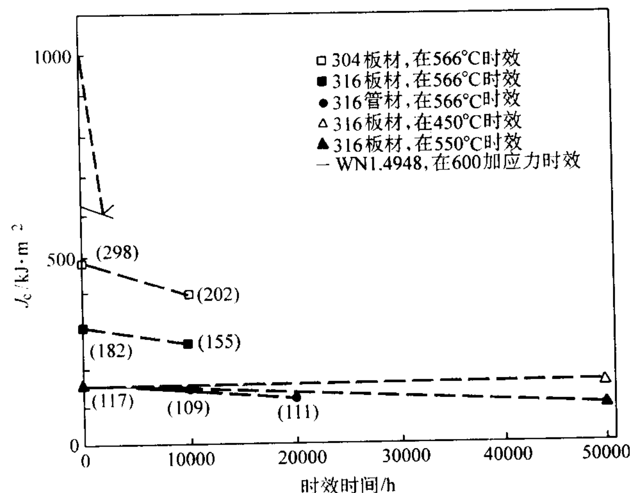


图 13.7-329 时效对 0Cr18Ni9 板、管断裂韧度的影响
（括号中数字为 d_j/d_a，MPa）

表 13.7-85 0Cr18Ni9 钢的耐腐蚀性能

介质条件			试验时间/h	腐蚀速度 /mm·a⁻¹
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	0.5 ~ 99	20		< 0.1
	7 ~ 37	沸		0.1 ~ 1.0
	65	沸		< 1.0
	93	37		0.01
	93	55		0.21
	97	55		0.76
	99	55		1.25
	99	沸		< 10.0
醋酸	10	沸		< 0.1
	50	沸		< 1.0
	80	沸		< 3.0
硫酸	0.5	190	100	0.06 ~ 0.14
	1	20 ~ 90	360	0.002
	5	20	384	0.6
	5	40		< 3.0
	5	100 ~ 105	16 ~ 43	3.3 ~ 15.0
	10 ~ 50	20		2.0 ~ 5.0
	90 ~ 95	20	360 ~ 1 032	0.000 6 ~ 0.000 8
柠檬酸	1 ~ 50	20		< 0.1
	5	140		< 1.0
	50	沸		< 10.0
	95	20 ~ 140		< 0.1

表 13.7-86 00Cr18Ni10 钢的耐腐蚀性能

介质条件			试验时间 /h	腐蚀速度 /mm·a⁻¹
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	65	沸腾	3 × 48 h	0.32
硝铵	任何	任何		无腐蚀
硫铵	10	室温		无腐蚀
硫氰酸铵	460 g/l	室温	27	< 0.000 7
	30	68	17	0.000 7
硫酸镁	任何	任何		无腐蚀
过硫酸钾	5	34	476	无腐蚀
硝酸钠	53	29.5	28	< 0.000 7
碳酸钠	10	15.6		< 0.000 7
磷酸钠	10	15.6		无腐蚀
硫化钠	0.4	42	43	0.001 4
	50	160	324 h	0.044

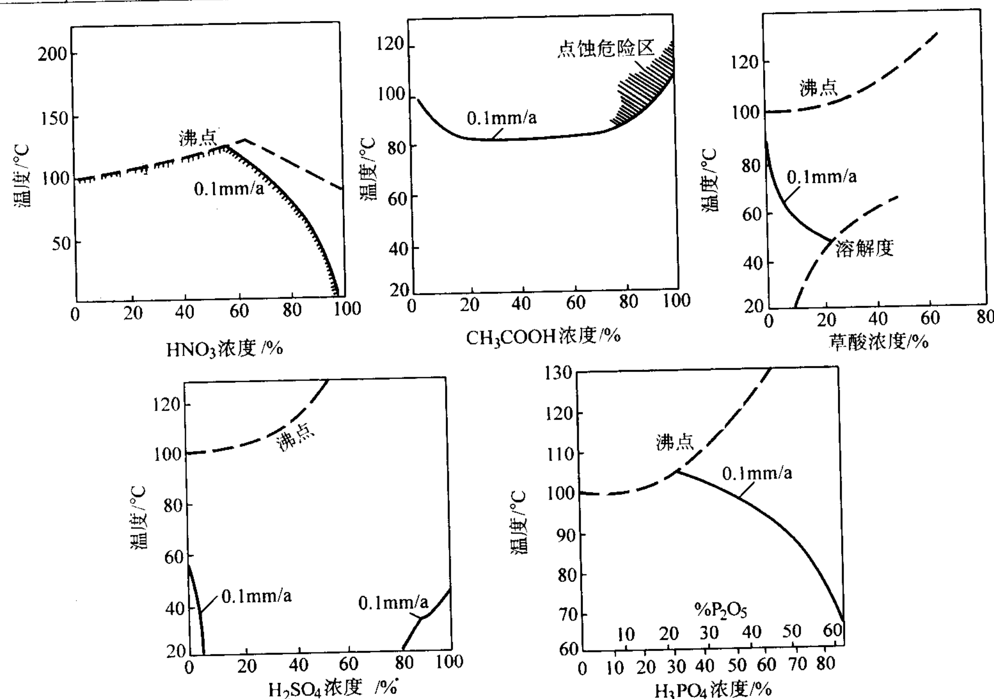


图 13.7-330 0Cr18Ni9 在纯酸中的等腐蚀图

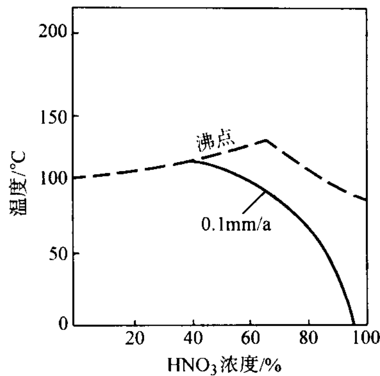


图 13.7-331 00Cr19Ni10 在硝酸中的等腐蚀曲线

表 13.7-87 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 在反应堆去污溶液中的腐蚀

材 料	在下列溶液中的腐蚀率/mil·h⁻¹（1 mil = 0.025 4 mm）				
	APAC①	APAC②	$CrSO_4$③	APACE④	ABF－KAP⑤
0Cr18Ni9	0.001 4	0.001 7	—	0.002	0.001 5
0Cr18Ni9(敏化)	0.004 7	—	—	0.002	0.045
00Cr19Ni10	—	—	0.16	0.003	—

① 在 103℃的 10% NaOH + 3% $KMnO_4$ 中 2 h 时，再加上 98℃的 10%柠檬酸三铵 2 h。
② 在 105℃的 18% NaOH + 3% $KMnO_4$ 中 30 min，再加上 100℃的 10%柠檬酸三铵 15 min。
③ 在 85℃的 0.32M$CrSO_4$ + 0.65MH_2SO_4 中循环 4.4 h。
④ 在 105℃的 18% NaOH + 3% $KMnO_4$ 中 2 h，再加上在 85℃的 12 盎司/加仑柠檬酸铵 + 0.7 盎司/加仑 1－苯－2－硫脲中循环 2 h。
⑤ 在 60～70℃的 1%二氟化铵 +（其余）邻苯二酸甲中 3～5 h。

表 13.7-88 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 在压水堆冷却剂中的腐蚀

材料	状态	温度/℃	气体溶解量/mL·kg⁻¹		pH值	添加剂	腐蚀率①/mg·dm⁻²·月⁻¹
			O_2	H_2			
0Cr18Ni9	机加工	260	—	50	7	—	5
	机加工	260	除气	除气	7	—	4
	机加工	260	1～5	—	7	—	5
	机加工和敏化	260	除气	除气	7～10	LiOH	10
0Cr18Ni9	酸洗	305	<0.05	15～50	8～9.5	NH_4OH	10
	—	204～316	—	—	7～10	—	4
	—	260	—	100	6～9	0.7～4.22 g/L H_3BO_3	－12～－29（未脱膜）
00Cr19Ni10	机加工	260	1～5	—	7	—	3
	机加工	260	—	50	7	—	1
	—	204～316	—	—	7～10	—	5

① 脱膜样品。

表 13.7-89 0Cr18Ni9 钢在反应堆环境中金属向水中的转移速率

材料	状态	温度/℃	气体溶解量/mL·kg⁻¹		pH值	添加剂	腐蚀率①/mg·dm⁻²·月⁻¹
			O_2	H_2			
0Cr18Ni9	固溶	316	<0.02	27	5.8	$1\ 600\times10^{-6}H_3BO_3$	28
	敏化	316	<0.02	27	5.8	$1\ 600\times10^{-6}H_3BO_3$	25
	固溶	316	0.03	31	6.1	$3\times10^{-6}H_3BO_3$	25
	敏化	316	0.03	31	6.1	$3\times10^{-6}H_3BO_3$	29
	抛光	316	0.03	31	6.1	$3\times10^{-6}H_3BO_3$	22
	固溶	316	<0.02	27	—	$1\times10^{-6}LiOH$	14
	敏化	316	<0.02	27	—	$1\ 600\times10^{-6}H_3BO_3$	12
	抛光	316	<0.02	27	—	$1\ 600\times10^{-6}H_3BO_3$	11
	固溶	316	0.05	30	7.9	$2\times10^{-6}LiOH$	12
	敏化	316	0.05	30	7.9	$12\times10^{-6}H_3BO_3$	11
	抛光	316	0.05	30	7.9	$12\times10^{-6}H_3BO_3$	10

① 脱膜样品。

表 13.7-90 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 在反应堆冷却剂中的堆内腐蚀率

材 料	状 态	中子积分通量	温度/℃	气体溶解量/mL·kg⁻¹		pH	添加剂	腐蚀率①/mg·dm⁻²·月⁻¹
				O_2	H_2			
0Cr18Ni9	敏化和打磨	1.4×10^{20}	316	<0.3～1	25	4.5～9.5	NH_3，HNO_3	10
	酸洗	7.5×10^{16}	305	—	—	—	—	2
	整个反应堆表面	—	232	<0.01	30	7～9	—	2②
	酸洗	1.4×10^{20}	316	<0.3	25	8～9.5	NH_3	2
	酸洗	1.4×10^{20}	316	<0.3～1	25	4.5～9.5	NH_3，HNO_3	5
	酸洗	1.1×10^{21}	316	<0.3	25	8～9.5	氨型树脂	6
00Cr19Ni10	酸洗	1.4×10^{20}	316	<0.3～1	25	4.5～9.5	NH_3，HNO_3	4

① 脱膜样品。
② 从所生成的积垢（FeO_3）估计的。

表 13.7-91 0Cr18Ni9 在高温钠[①]中的腐蚀

材 料	温度/℃	动态	静态	暴露时间/h	质量变化[②] /mg·dm^{-2}·月$^{-1}$
0Cr18Ni9	274		×	100	< -10
	510	×		—	-3
	566		×	1 913	+17
	593	×		1 000	+15
	593		×	1 000	< -10
	704		×	—	+38
	1 000		×	400	+2 550
经焊接和敏化处理	593	×		500	+30
	593		×	500	+75

① 含氧量最大值为 100×10^{-6}。
② 样品未脱膜。

表 13.7-92 0Cr18Ni9 钢在氦中的腐蚀

材料	介质条件	温度/℃	暴露时间/h	质量变化/mg·dm^{-2}·月$^{-1}$
0Cr18Ni9	He + 0.6 - 2 440 × 10^{-6} CO_2	760	350	+19 ~ +27
	He + 0.244%(体积分数)CO_2	432	818	+11
	He + 0.244%(体积分数)CO_2	816	818	-41
	He + 0.244%(体积分数)CO_2	990	818	+1 392
	He + 0.007 7% CO_2 + 0.177% CO	982	700	+139
	He + 0.006 3% CO_2 + 0.014 1% CO	982	700	+144

表 13.7-93 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 在有机物冷却剂和有机物慢化反应堆中的腐蚀

材料	介质条件	温度/℃	暴露时间/h	堆内试验 快中子通量/nvt	堆内试验 重量变化/mg·dm^{-2}·月$^{-1}$	堆外质量变化[①] /mg·dm^{-2}·月$^{-1}$
0Cr18Ni9(固溶态)	三联苯(Santowax)	302	—	—	—	-5
		305	—	—	—	+1
		316	20 160	OMRE[②]	+1	—
		400	—	—	—	-2
		425	2 500	—	—	+43
		427	—	—	—	-5
0Cr18Ni9(敏化态)		302	—	—	—	-5
		400	—	—	—	+2
		427	—	—	—	+2
0Cr18Ni9(固溶态)	联苯	316	1 000	3×10^{18}	+2	+2
		427	200	—	—	-4
		427	720	—	—	+1
		427	200	—	—	+12
00Cr19Ni10	联苯	427	200	—	—	+4

续表 13.7-93

材料	介质条件	温度/℃	暴露时间/h	堆内试验 快中子通量(nvt)	堆内试验 重量变化/mg·dm^{-2}·月$^{-1}$	堆外质量变化[①] /mg·dm^{-2}·月$^{-1}$
Cr18Ni9(固溶态)	异丙基联苯	371	720	—	—	-8
		371	1 166	—	—	-4
		371	862	—	—	-5
0Cr18Ni9(敏化态)		371	1 162	—	—	+2
00Cr19Ni10	异丙基联苯	371	1 162	—	—	-4

① 试样未脱膜。
② OMER 为有机慢化实验堆内取样管，中子通量 5×10^{19} nvt (>1 兆电子伏)。

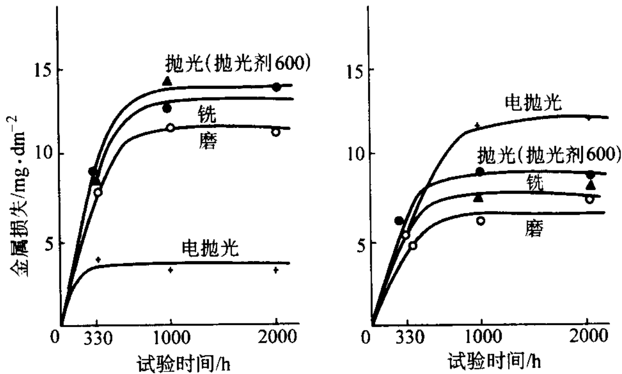


图 13.7-332 0Cr18Ni9 型不锈钢在高压釜中的腐蚀

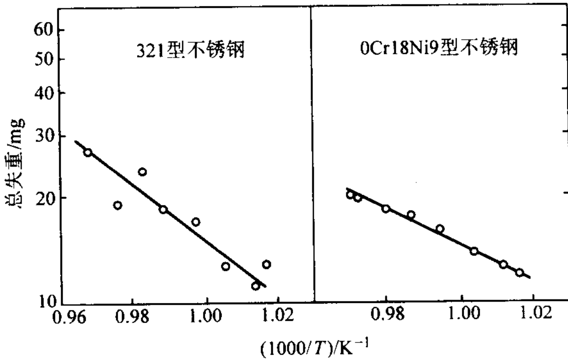


图 13.7-333 在 4 ~ 8 × 10^{-6} 氧的高流速 (6.7 m/s) 的钠中，材料失重和温度倒数的关系

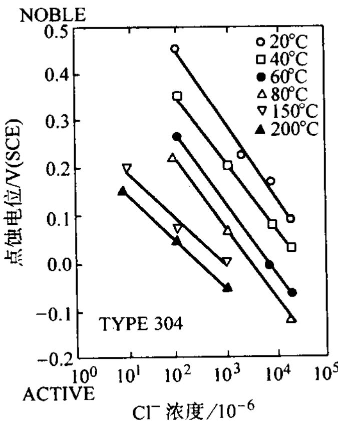


图 13.7-334 0Cr18Ni9 点蚀电位、氯化物浓度、介质温度之间的关系

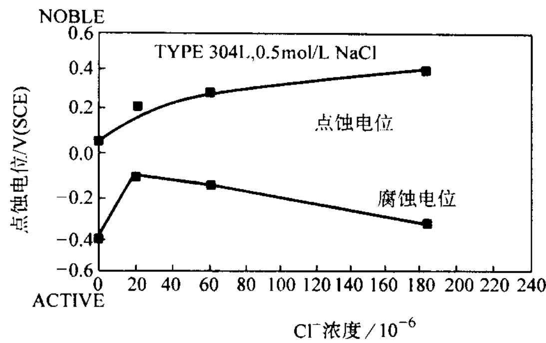


图 13.7-335 氯离子对 00Cr19Ni10 在 0.5N NaCl 中点蚀电位和腐蚀电位的影响

成分、介质条件的变化以及应力状态所制约，在水环境中的应力腐蚀行为如图 13.7-336 ~ 图 13.7-351 所示。

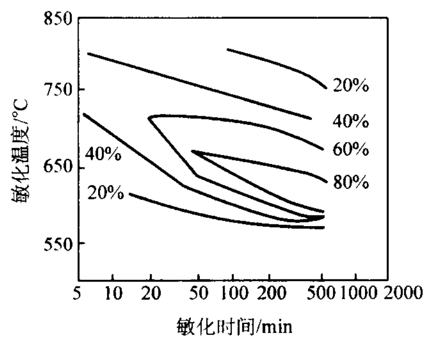


图 13.7-336 0Cr18Ni9 钢在含 $36\times10^{-6}O_2$ 的高温水中沿晶应力腐蚀破裂的 TTS 曲线

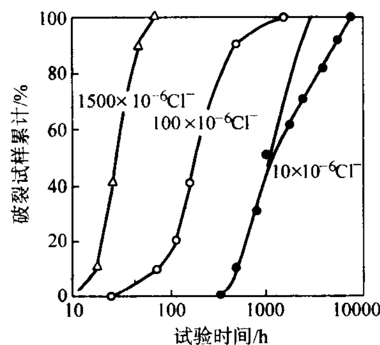


图 13.7-337 水中 Cl^- 浓度对 0Cr18Ni9 不锈钢应力腐蚀破裂的影响（100℃水溶液）

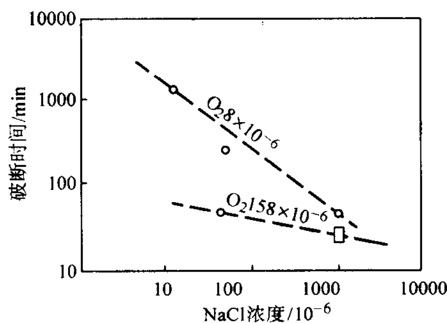


图 13.7-338 水中氧含量和氯化物浓度对 0Cr18Ni9 钢应力腐蚀破裂时间的影响（温度 260℃，应力 147 MPa）

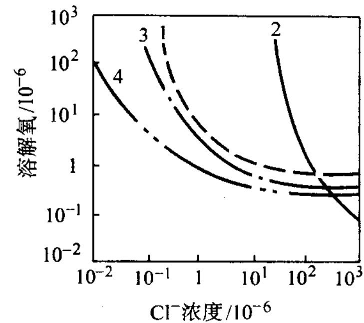


图 13.7-339 在高温水中，0Cr18Ni9 钢产生应力腐蚀破裂所需的 Cl^- 浓度和溶解氧量界限

1—260℃，经磷酸盐处理过的水，试验 360 h；2—300℃纯水，试验 100 h；3—260℃纯水，试验 100 h；4—350℃纯水，试验 900 h

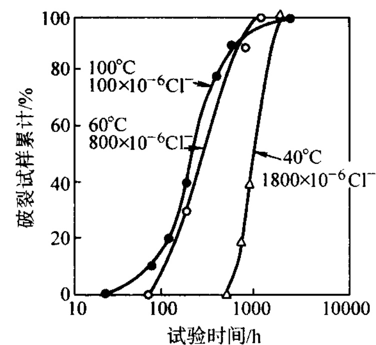


图 13.7-340 水温对 0Cr18Ni9 不锈钢应力腐蚀破裂的影响

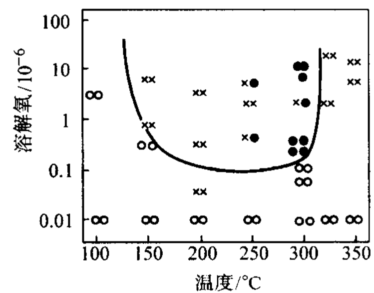


图 13.7-341 在含 Cl^- 500×10^{-6} 的水中，温度和氧浓度对固溶处理的 0Cr18Ni9 钢应力腐蚀破裂的影响（应力 196 MPa）

● 破裂；× 点蚀；○ 正常

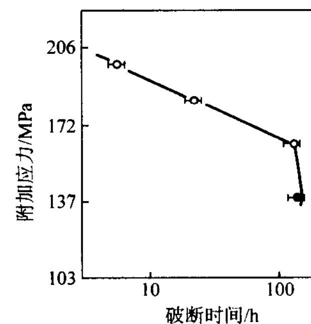


图 13.7-342 在氧为 100×10^{-6} 的 289℃纯水中，应力对敏化处理的 0Cr18Ni9（AISI304）钢应力腐蚀破裂产生时间的影响

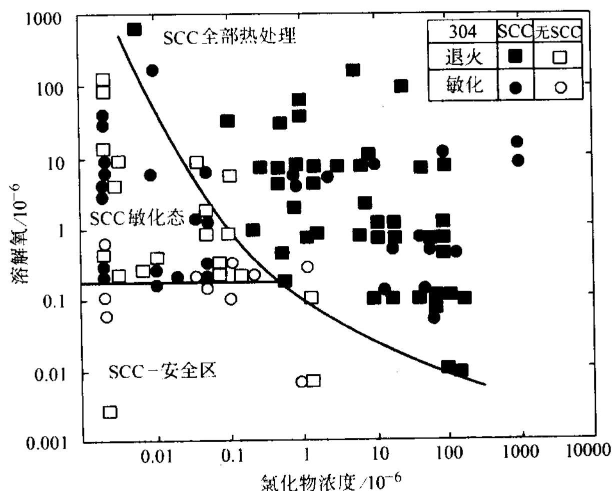


图 13.7-343　0Cr18Ni9 在 260～300℃水中产生 SCC 的溶解氧和氯化物的浓度范围

（应力超过屈服强度试验时间大于 1 000 h 或应变速度大于 10^{-5}/s）

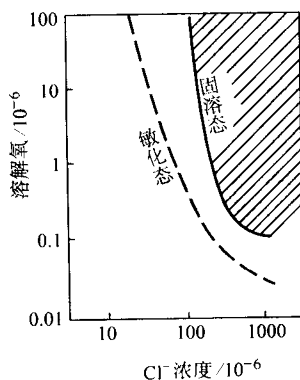


图 13.7-344　在 300℃水中，Cl^- 和氧浓度以及敏化处理对 0Cr18Ni9 钢应力腐蚀破裂敏感性的影响

（曲线右侧为应力腐蚀破裂区）

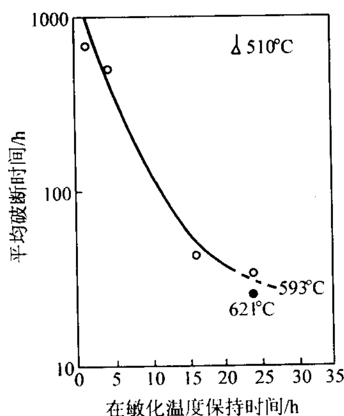


图 13.7-345　在 288℃含氧高纯水中，敏化处理对 0Cr18Ni9 钢晶间应力腐蚀破裂的影响

（应力：340 MPa）

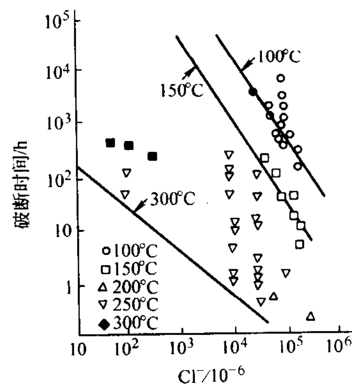


图 13.7-346　溶液温度与 Cl^- 浓度对 0Cr18Ni9 不锈钢应力腐蚀破裂敏感性的影响

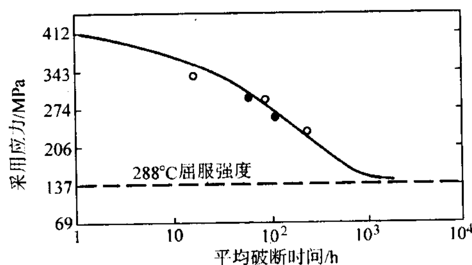


图 13.7-347　应力对敏化处理的 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 钢应力腐蚀破裂时间的影响

（含氧 100×10^{-6}的 288℃水）

○ 0Cr18Ni10（304）；● 00Cr18Ni10（304 L）

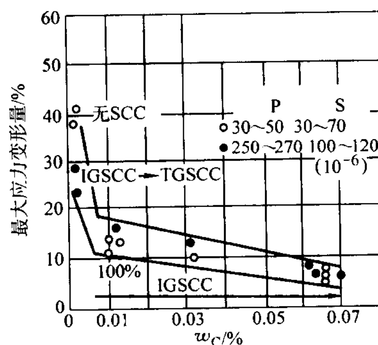


图 13.7-348　C 和不纯物对 Cr18Ni9 钢在高温水中沿晶应力腐蚀破裂的影响

（300℃高温水（含 O_2 质量分数为 36×10^{-6}），敏化处理：1 100℃ × 30 min 水淬 + 600℃ × 24 h，应变速率 4.17×10^{-6}/s）

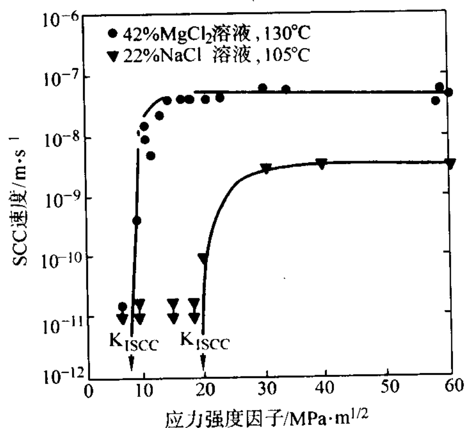


图 13.7-349　应力强度因子对 00Cr19Ni10 在 $MgCl_2$ 和 NaCl 中 SCC 裂纹增长速度的影响

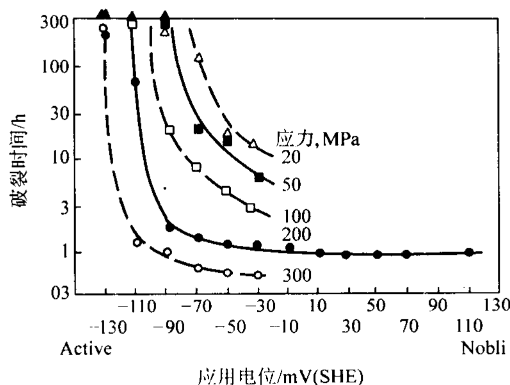


图 13.7-350 0Cr18Ni9 在 144℃42%MgCl 中应用应力、电位和破裂时间的关系曲线

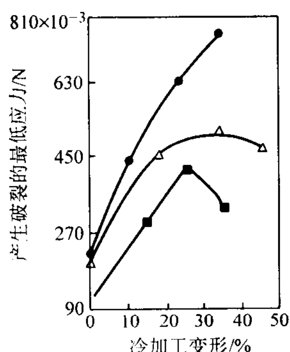


图 13.7-351 冷加工变形对工业生产的几种 Cr-Ni 不锈钢应力腐蚀破裂的影响

（在 0.5N NaCl + 0.1N $NaNO_3$ 沸腾水溶液中，应力为屈服强度的 60% ~ 110%）

● Cr25Ni20（310）；△ 0Cr18Ni9（304）；■ 0Cr18Ni10Ti（321）

4）腐蚀疲劳 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的腐蚀疲劳行为如图 13.7-352 和图 13.7-353 所示。

（8）抗辐照性能

0Cr18Ni9 钢的辐照稳定性与钢的热处理条件及幅照剂量

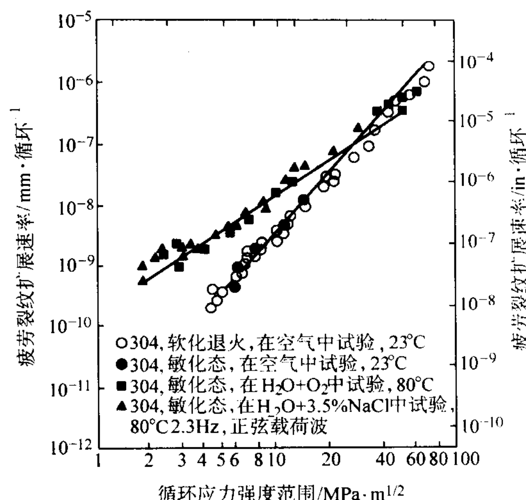


图 13.7-352 介质条件和周期应力强度范围对 0Cr18Ni9 疲劳裂纹扩展速率的影响

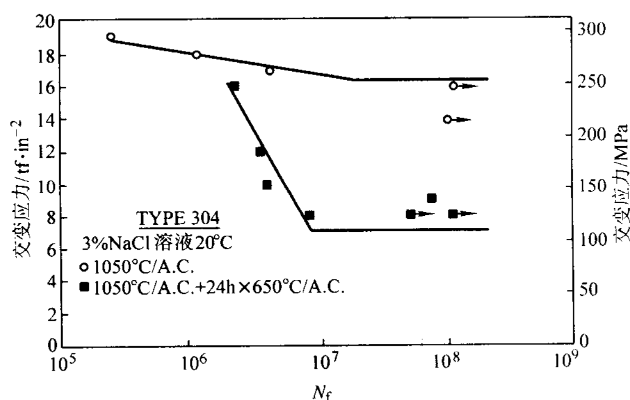


图 13.7-353 敏化对 Cr18Ni9 腐蚀疲劳行为的影响

有关，相关数据见表 13.7-94、表 13.7-95 和图 13.7-354 ~ 图 13.7-358。辐照达到一定剂量后，加速了 IGSCC。

表 13.7-94 热处理及辐照对 0Cr18Ni9 韧性的影响

辐照前热处理		辐照前的真应变/%				辐照后的真应变/%			
温度/℃	冷却速度	断裂总应变	晶内基体	归于裂纹	晶界剪切	断裂总应变度	晶内基体	归于裂纹	晶界剪切
926	快冷	119	92	13	14	39	33	6	0
	慢冷	129	87	8	34	41	38	3	0
1 036	快冷	47	35	8	4	26	20	2	4
	慢冷	79	55	6	18	31	27	2	2
1 215	快冷	17	12	2	3	21	18	3	0
	慢冷	45	18	4	23	25	18	2	5

注：试验条件为形变温度 842℃，形变速度 20%/min。

表 13.7-95 辐照对固溶态 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 拉伸性能的影响

材料	温度/℃	中子通量/nvt	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ（25 mm）/%			ψ/%		
			a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
0Cr18Ni9	240 ~ 260	2.5×10^{18}	635	633	—	—	—	—	70.8	58.5	-17.5	—	—	—
00Cr19Ni10	100	7.8×10^{19}	592	712	20.27	166.7	517.9	210.7	63	58	-7.9	74	73	-1.4

注：a—辐照前；b—辐照后；c—变化率，%。

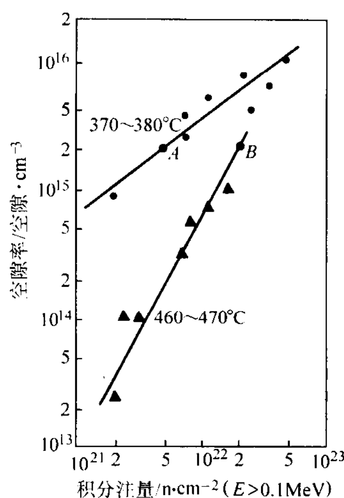


图 13.7-354 304 不锈钢由于快中子辐照造成的空隙率

(辐照温度 370~380℃及 460~470℃)

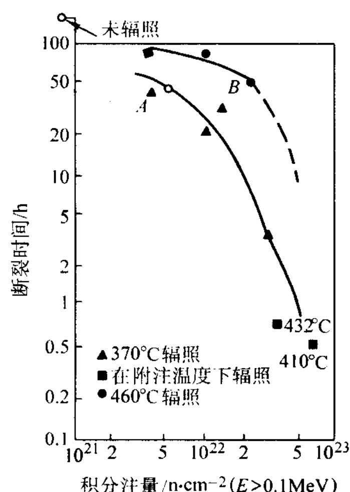


图 13.7-355 304 不锈钢辐照后的蠕变断裂寿命

(600℃，190 MPa，在同一温度、应力下未辐照材料的寿命为 185 h)

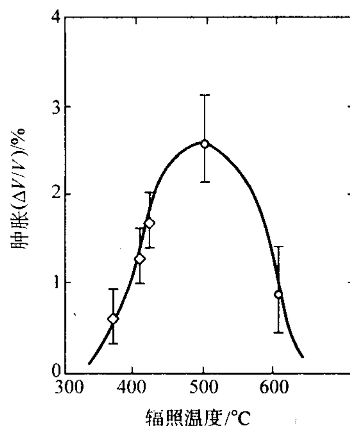


图 13.7-356 在注量为 5×10^{22} n/cm² 时辐照温度对 304 不锈钢肿胀的影响

○ 透射电镜；◇ 渗入密度

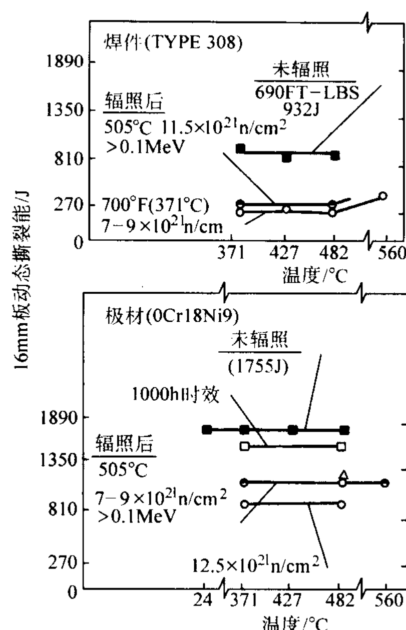


图 13.7-357 辐照对 0Cr18Ni9 板及焊接件动态撕裂能的影响

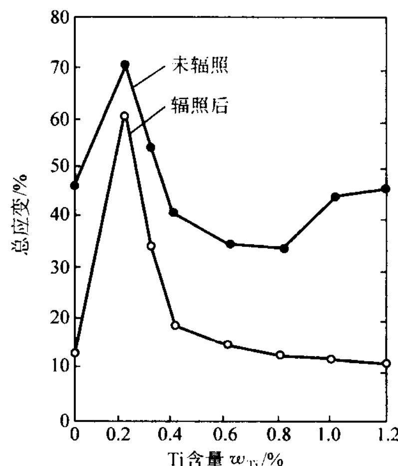


图 13.7-358 Ti 对 0Cr18Ni8 奥氏体不锈钢辐照后韧性的影响

(辐照：热中子流量为 1×10^{20} n/cm²，快中子流量为 1.5×10^{19} n/cm²。应变速度 20%/min)

近年对敏化态 0Cr18Ni9（304）钢在中子辐照条件下的研究表明，辐照后的性能变化与辐照剂量和试验环境条件相关。随着辐照剂量的增加，钢的强度上升，塑韧性下降，产生明显变化的中子通量为 10^{23} n/cm²，大于此剂量、性能变化幅度显著加大，在 10^{25} n/cm²，其断裂强度与屈服强度处于同一水平。一些典型数据示于图 13.7-359 至图 13.7-362 和表 13.7-96、表 13.7-97。

一些试验参数如下：

1）试验材料的化学成分 表 13.7-98。

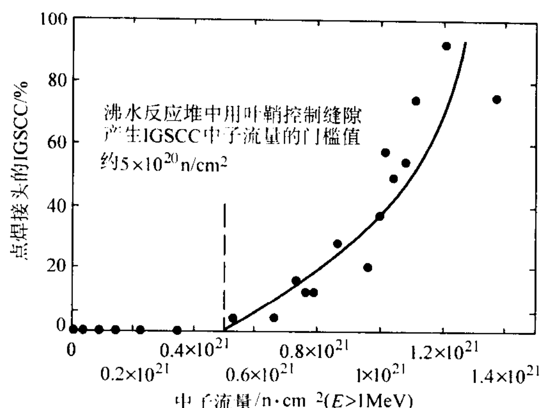
2）热处理制度 1 100℃ × 60 minWQ + 750℃ × 100 min 敏化 + 500 × 1 440 min（24 h）时效后空冷。

3）SSR 和 SSR/SCC 试验 平均应变速度为 4.2×10^{-7}/s。

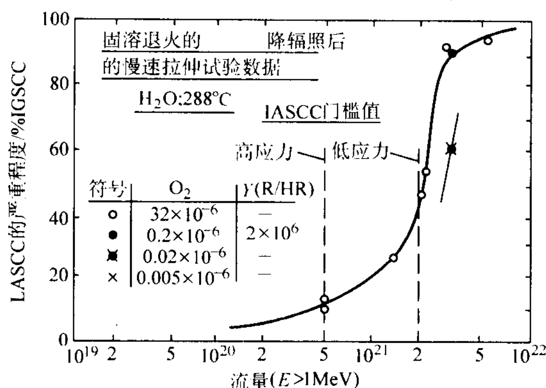
(9) 工艺性能

0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 奥氏体不锈钢均具有良好的冷、热加工性能，可采用通用的各种热、冷加工工艺生产锻材、棒材、线材、板材、带材、丝材等冶金产品，热加工温度范围为 900~1 180℃。冷加工较易，无特殊困难，由于两种钢易于冷加硬化，当冷变形量过大时，须进行中间退火处理，以利于进一步加工。

1）热处理工艺 0Cr18Ni9 的固溶处理温度为 1 080~1 100℃，00Cr19Ni10 则为 1 050~1 100℃。冷却方式为水冷或空冷。冷加工中间退火温度多在 850~970℃，保温一定时

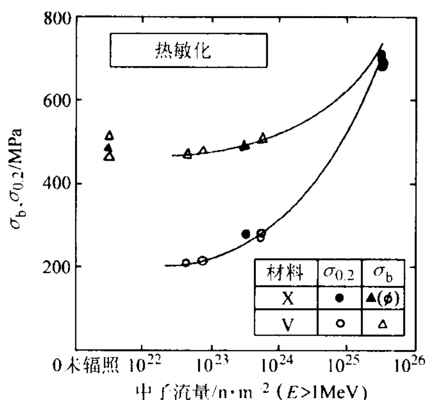


(a) 在高电导的BWR水中用叶鞘控制缝隙



(b) 辐照后的0Cr18Ni9在288℃水中的SSRT, 3.7×10^{-7}/s: IASCC: 与辐照相关的SCC

图 13.7-359 0Cr18Ni9 钢辐照与 IGSCC 的关系



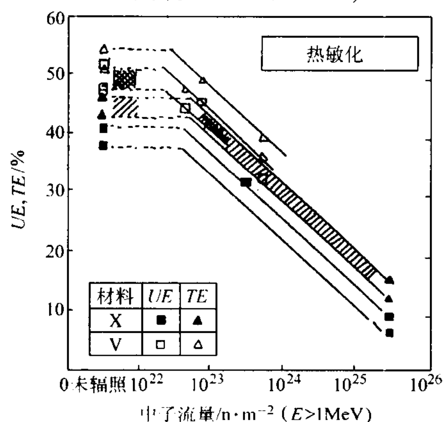


图 13.7-360 辐照对热敏化 0Cr18Ni9（304）钢强度和伸长率的影响（在 Ar 中）

UE 均匀伸长率；*TE* 总伸长率

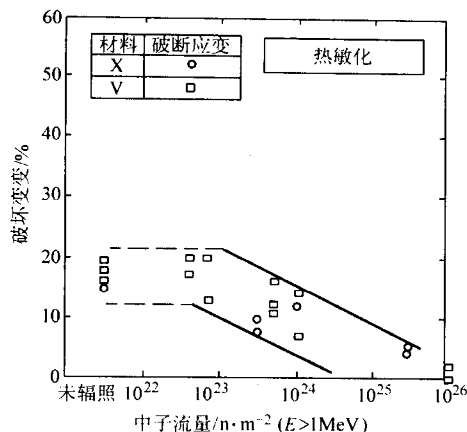


图 13.7-361 热敏化 0Cr18Ni9（304）至破坏时的应变与中子通量的关系

（$0.2\times10^{-6}O_2$，290℃水中）

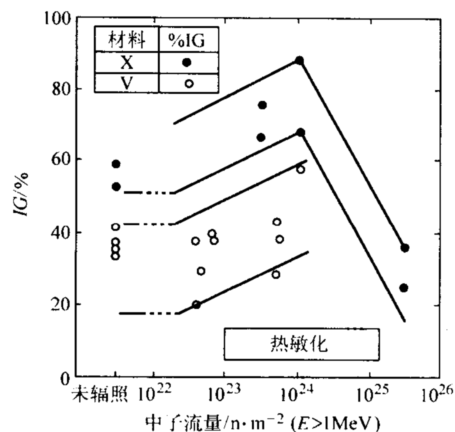


图 13.7-362 热敏化 0Cr18Ni9 的 *IG* 与辐照中子通量的关系

（$0.2\times10^{-6}O_2$，290℃水中）

表 13.7-96 热敏化 0Cr18Ni9（304）在 SSR 试验结果（在 Ar 中）

试样号	中子流量 /n·cm^{-2}	σ_s /MPa	σ_b /MPa	UE/%	TE/%	ψ/%	IG/%	TG/%	D/%
X215	0	181	485	41	43	—	0	0	100
X216	0	186	485	38	46	—	0	0	100
X8	3.0×10^{23}	274	485	32	37	64	5	0	95
X22	3.0×10^{25}	696	713	10	16	59	0	0	100
X23	3.0×10^{25}	681	706	7	13	54	0	0	100
V30	0	181	515	48	51	62	9	9	100
V17	0	172	465	47	51	70	0	0	100
V65	0	181	469	52	54	—	0	0	100
V27	4.0×10^{22}	204	469	44	47	62	0	0	100
V14	7.0×10^{22}	210	478	45	49	61	0	0	100
V62	5.0×10^{23}	270	503	36	40	—	0	0	100
V63	5.0×10^{23}	278	510	33	36	54	0	0	100

注：σ_s 为屈服强度；σ_b 为断裂强度；*UE* 为均匀伸长率；*TE* 为总伸长率；ψ 为断面收缩率，*IG* 为沿晶断裂；*TG* 为穿晶断裂；*D* 为韧性断裂。

表 13.7-97　热敏化 0Cr18Ni9（304）在 SSRT/SCC 试验结果（290℃，$0.2\times10^{-6}O_2$ 水中）

试样号	中子流量 /n·cm⁻²	σ_b /MPa	MS /MPa	至 MS 时的应变	破裂时的应变	ψ/%	IG/%	TG/%	D/%
X33	0	198	266	8	15	33	59	8	33
X45	0	177	309	12	16	—	53	10	37
X3	3.0×10^{23}	264	282	4	10	36	67	18	15
X4	3.0×10^{23}	266	303	3	8	37	77	7	16
X50	1.0×10^{24}	247	282	4	12	46	89	8	3
X51	1.0×10^{24}	265	314	4	14	40	69	30	1
X17	3.0×10^{25}	566	583	0.2	5	40	25	13	62
X18	3.0×10^{25}	549	564	0.1	4	38	36	9	55
V52	0	180	356	13	19	53	37	16	47
V60	0	180	348	14	18	48	42	14	44
V70	0	206	328	10	16	64	34	17	49
V71	0	181	319	10	19	48	36	45	19
V7	4.0×10^{22}	191	358	15	20	41	29	21	50
V10	4.0×10^{22}	199	346	12	17	38	38	20	42
V31	4.0×10^{22}	186	385	15	20	59	20	25	55
V11	7.0×10^{22}	201	348	10	20	44	39	5	56
V18	7.0×10^{22}	213	343	10	13	61	40	23	37
V39	5.0×10^{23}	303	429	11	16	41	29	4	67
V42	5.0×10^{23}	304	422	9	12	39	39	0	52

注：MS 为最大应力。

间后水冷。经固溶处理后钢的组织为奥氏体组织，有时也存在少量铁素体。

表 13.7-98　0Cr18Ni9 钢化学成分（质量分数）%

材料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	N	Fe
X	0.063	0.49	0.95	0.026	0.016	9.93	18.49	<0.01	0.032	余
V	0.06	0.49	0.98	0.028	0.016	9.92	18.39	0.01	0.046	余

2）焊接　0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 可采用通用的方法进行焊接。手工电弧焊时，碳的质量分数为 0.04%～0.06% 的薄截面尺寸的 0Cr18Ni9 可采用奥 002 焊条，焊后可不产生晶间腐蚀倾向，对于厚截面尺寸欲保持焊后的耐晶间腐蚀性能，需进行焊后热处理，若不能进行热处理，应改用 00Cr19Ni10 或稳定化型的奥氏体不锈钢。00Cr19Ni10 的焊条为奥 002 焊条。

3）冷成形性能　0Cr18Ni9 薄板在应用过程中，常常用于冷成形操作。其冷成形性能是衡量能否顺利成形和成品率高低的重要技术指标。影响 0Cr18Ni9 钢的冷成形性能的因素较多，也很复杂，就其金属学因素主要是钢的成分，即铬当量和镍当量的比，其常规拉伸性能中的伸长率是一重要的表征指标。0Cr18Ni9 薄板的一些冷成形性能指标示于图 13.7-363～图 13.7-366 和表 13.7-99～表 13.7-101。成形性能的数据分散带与钢的成分控制波动范围有关。为获得良好的冷成形性能，应控制钢中的铬当量和镍当量的比值处于一个恰当的范围。

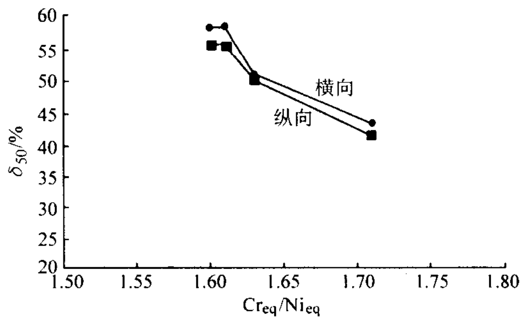


图 13.7-363　Cr_{eq}/Ni_{eq} 对 0Cr18Ni9 伸长率的影响

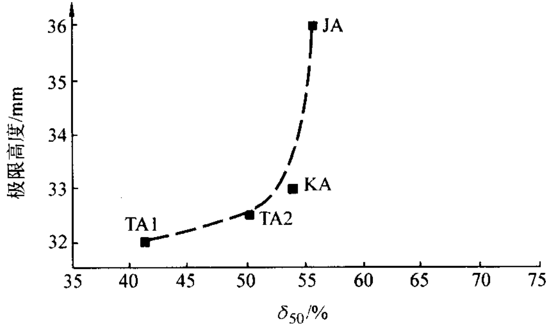


图 13.7-364　液压胀形极限高度与其伸长率的关系

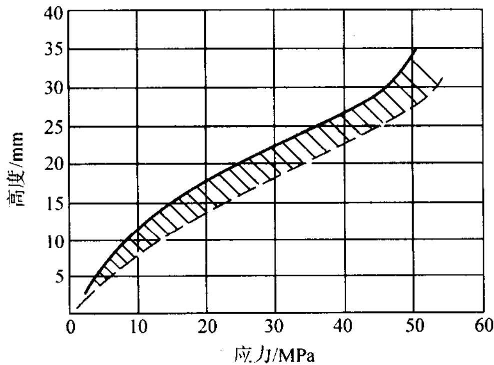


图 13.7-365　0Cr18Ni9 薄板液压胀形试验结果

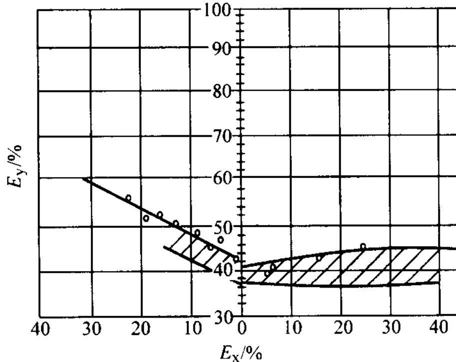


图 13.7-366　0Cr18Ni9 极成形极限图 FLD

表 13.7-99　0Cr18Ni9 薄板的 CCV 值

编　号	TA1	TA2	JA	KA
厚度/mm	0.83	0.65	0.75	0.77
试样直径/mm	50	50	50	50
CCV/mm	37.5	37.12	37.30	37

表 13.7-100 试验材料的化学成分

编号	化学成分（质量分数）/%												Cr_{eq}/Ni_{eq}	α相
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Ti	N	Mo	W		
TA1	0.021	0.38	1.00	0.026	<0.005	17.25	8.57	0.013	<0.01	0.05	0.02	1.71	0.45	
TA2	0.042	0.49	1.12	0.027	0.004	17.62	8.36	<0.005	0.007 8	0.006	0.042	0.011	1.63	0.24
KA	0.047	0.35	1.43	0.024	<0.005	18.01	8.73	0.019	<0.01	0.024	—	—	1.60	0.10
JA	0.047	0.49	1.13	0.024	<0.005	18.14	8.57	0.015	0.020	0.039	—	—	1.61	0.16

表 13.7-101 不同炉号 0Cr18Ni9 薄板的 LDR 值

编号	TA1	TA2	JA	KA
厚度/mm	0.83	0.65	0.75	0.77
LDR	2.06	1.94	2.02	2.06

（8）物理性能

0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的物理性能列于表 13.7-102。弹性模量和磁导率随温度和冷加工程度的变化数据见表 13.7-103 和表 13.7-105。

0Cr18Ni9 热导率数据由曲线图换算得出。

表 13.7-102 00Cr19Ni10，0Cr18Ni9 钢的物理性能

钢号	密度 ρ /g·cm⁻³	比热容 c /J·kg⁻¹·K⁻¹	弹性模量 E (20℃) /MPa	线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$			热导率 $\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$			
				20~100℃	20~300℃	20~500℃	20℃	100℃	300℃	500℃
00Cr18Ni10	7.90	500		16.8	17.5	18.3	15	16	18	21
0Cr18Ni9	7.85	500	199 000	16.0	17.0	18.0	15	18	21	26

表 13.7-103 0Cr18Ni9 的弹性模量与温度的关系

温度/℃	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	197	191	187	183	180	174	169	163	158	153	148	143	136	127
切变模量 G/GPa	78.0	75.9	73.8	71.7	69.6	68.2	66.8	64.7	62.6	60.5	58.4	56.2	54.1	52.0
泊松比	—	0.28	—	0.30	—	0.32	—	0.28	—	0.29	—	0.28	—	0.25

表 13.7-104 冷加工 0Cr18Ni9 的磁导率的影响

冷加工量/%		0	13.8	32.0	65.0	84.5
磁导率，	H = 16 000 A/m	1.003 7	1.004 8	0.037 1	1.540	2.20
	H = 4 000 A/m	1.004 0	0.006 0	1.062	2.12	4.75

（10）应用

0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 广泛应用于化工、石化、核工业、轻工、纺织等工业中。在核工业的反应堆工程中，0Cr18Ni9 是早期沸水核反应堆的主要结构材料，主要用于岐管、旁通管道及支撑件，由于曾出现 IGSCC（晶向应力离蚀），近年来已由核级 00Cr18Ni10 所取代。在压水核反应堆中 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 主要用于 1.2.3 级设备用不锈钢锻件和冲压件，热交换器无缝管，辅助管道，冷却剂系统管路等。对于截面尺寸大，且要求焊接的部件，应选用 00Cr19Ni10。对于制造堆内构件的产品，应对钢中的钴、硼作出明确规定。

2.1.5 0Cr19Ni9N（AISI304N）和 00Cr18Ni10N（AISI304LN）

0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 是在不含氮 18-8 型不锈钢基础上发展的新钢种。它们除保留了不含氮钢种的耐蚀性和良好的塑韧性外，因采用氮合金化，显著地提高了钢的强度和加工硬化倾向，而其塑韧性又保持到足够高的水平。此外，氮的加入，提高了钢中的镍当量，使合金的奥氏体更加稳定，增大了节约钢中镍含量的空间。钢中氮含量的提高使其某些方面的耐蚀性得到进一步改善，在耐点蚀和缝隙腐蚀方面，其改善较为明显。由于氮提高钢的抗敏化能力，耐晶间腐蚀性能亦有明显提高。两种钢均可用于相应不含氮钢的场合。在要求耐蚀，对不含氮钢种的强度不满意的使用条件下，可选用相应的含氮钢种。

（1）化学成分

0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的化学成分见表 13.7-105。为了比较，列入了美国的相应牌号的成分。

表 13.7-105 0Cr19Ni9N 和 00Cr18NiN 的化学成分（质量分数） %

钢号名称	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N
0Cr19Ni9N（GB/T 1220—1992）	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	7.00/10.50	18.00/20.00	0.10/0.25
AISI304N	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00/10.50	18.00/20.00	0.10/0.16
00Cr18Ni10N（GB/T 1220—1992）	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.50/11.50	17.00/19.00	0.12/0.22
AISI304LN	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	8.00/12.00	18.00/20.00	0.10/0.16

（2）室温力学性能

0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的室温瞬时拉伸性能见表 13.7-106。钢的强度水平与其含氮量相关，随氮量提高钢的强度水平显著上升，一些实测数据示于表 13.7-107 和图 13.7-367、图 13.7-368。

（3）冷作硬化

表 13.7-106 不同标准中所规定的 0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的室温力学性能指标

标准名称	钢 号	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
GB 1220—92	0Cr19Ni9N	≥550	≥275	≥35	≥50	≤217
ASTM A276	304N	≥550	≥240	≥30	—	—
GB 1220—92	00Cr18Ni10N	≥550	≥245	≥40	≥50	≤217
ASTM A167 A240	304LN	≥515	≥205	≥40	—	≤92HRB

表 13.7-107 退火态 0Cr19Ni9N (0.25%N) 和 00Cr18Ni10N 的强度水平

钢 号	试样	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
0Cr19Ni9N	棒材	720	480	48	70	183
00Cr18Ni10N	棒材	650 ~ 710	270 ~ 350	49 ~ 50	70	—

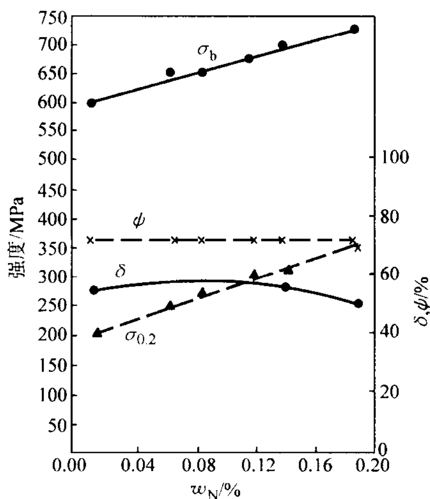


图 13.7-367 氮对 00Cr18Ni10 室温力学性能的影响

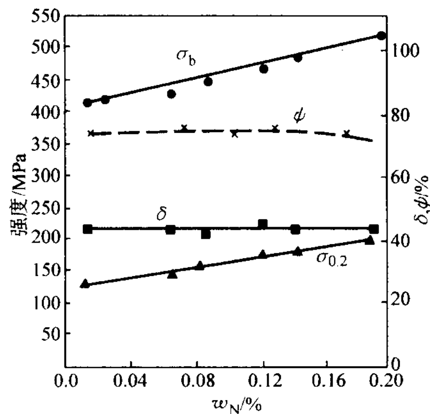


图 13.7-368 氮对 00Cr18Ni10 钢 350℃力学性能的影响

通过冷变形可使 0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 显著强化，同时保留足够的塑性，其强化效果与钢中的含氮量有关，详细数据见表 13.7-109 和图 13.7-369。钢的磁导率随冷加工的变化不明显，见表 13.7-108。

表 13.7-108 0Cr19Ni9N 的磁导率随冷变形量的变化 (H = 16 000 A/m)

钢 种	固溶退火	40%冷加工
00Cr18Ni9	< 1.01	1.10
0Cr19Ni9N	< 1.01	1.02

表 13.7-109 0Cr19Ni9N 的强度随冷加工量的变化

冷加工量/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
退火状态	755	446	48
15	1 030	823	25
20	1 098	926	18
30	1 235	1 100	13
40	1 340	1 200	11
45	1 370	1 235	9
60	1 475	1 270	7
75	1 510	1 365	6

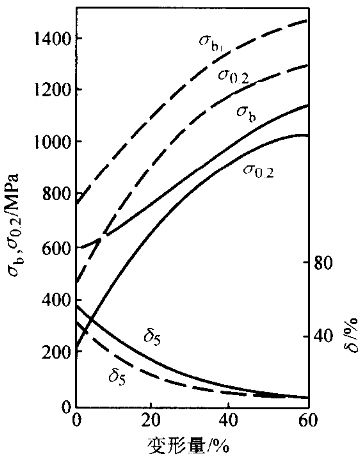


图 13.7-369 冷加工对 0Cr19Ni9N 和 0Cr19Ni9 钢室温力学性能影响

—— 0Cr19Ni9 - - - 0Cr19Ni9N

(4) 高温力学性能

0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的高温瞬时拉伸性能数据列于表 13.7-110 中。持久和蠕变性能见表 13.7-111 和图 13.7-370。

表 13.7-110 0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的高温拉伸性能

温度/℃	0Cr19Ni9N		00Cr18Ni10N	
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa
21	555 ~ 593	214 ~ 238	650 ~ 710	270 ~ 350
93	476 ~ 497	197 ~ 228	—	—
100	—	—	≥550	≥205
200	—	—	≥520	≥205
204	427 ~ 448	162 ~ 193	—	—
300	—	—	≥490	≥147
316	421 ~ 425	145 ~ 166	—	—
400	—	—	≥460	≥132
427	407 ~ 441	128 ~ 152	—	—
500	—	—	≥430	≥119
538	374 ~ 442	125 ~ 136	—	—
600	—	—	—	—
650	295 ~ 350	121 ~ 125	—	—

表 13.7-111 含 0.14%N 的 0Cr19Ni9N 的持久强度

温度/℃	$\sigma_{b/10\,000}$/MPa	$\sigma_{b/100\,000}$/MPa
566	234	186
650	124	86
732	61	41
816	23	28

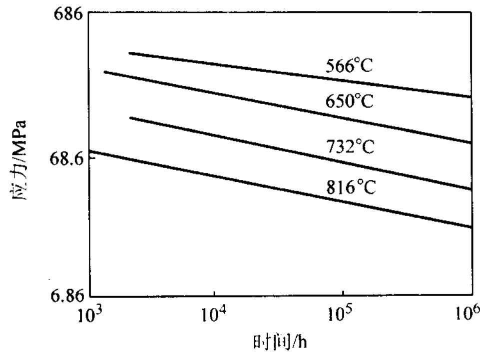


图 13.7-370 含质量分数为 0.14%N 的 0Cr19Ni9N 的持久强度曲线

试样为 1 080℃ × 1 hWQ 棒材（75 mm × 75 mm）

(5) 低温力学性能

0Cr19Ni9N 具有良好的低温塑性，如图 13.7-371 所示。

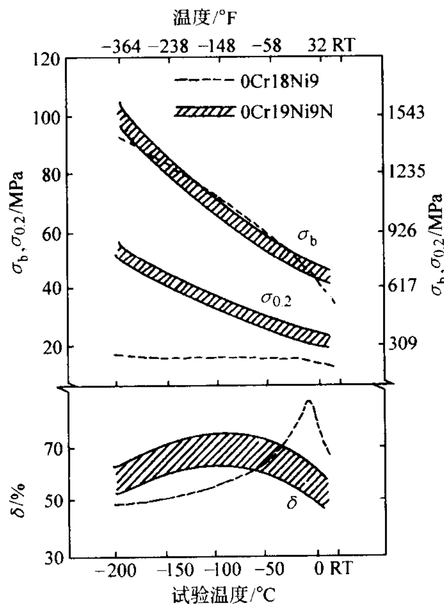


图 13.7-371 0Cr19Ni9N 的低温力学性能

(6) 耐蚀性

1) 均匀腐蚀 氮的加入提高了钢的强度，但其耐蚀性仍保持相对应不含氮钢的水平，因此，两种含氮钢的耐均匀腐蚀性能与不含氮的钢相当。钢中的氮明显改善了在硝酸中的耐蚀性，如图 13.7-372 和图 13.7-373 所示。钢中的氮亦改善了钢的极化行为。

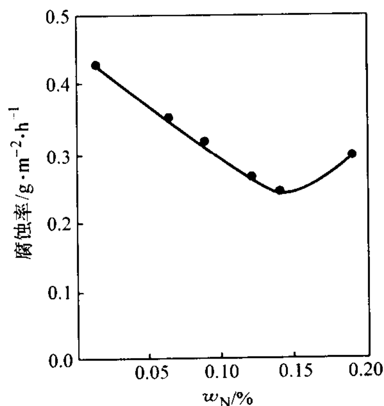


图 13.7-372 经 650℃ × 1 h 敏化的 00Cr18Ni10N 在 65% 硝酸中的腐蚀率与氮量之间的关系

(沸腾 65% HNO_3，5 × 48 h 平均值)

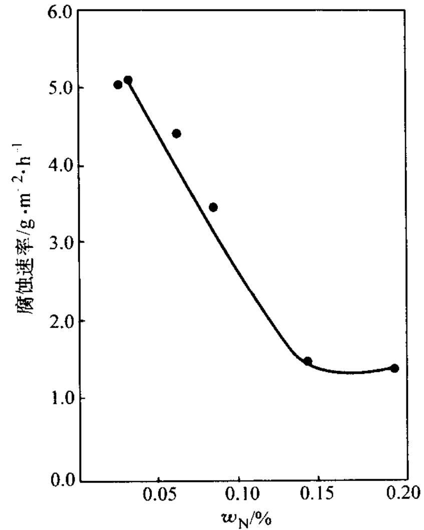


图 13.7-373 经 650℃ × 10 h 敏化的 00Cr18Ni10N 在硝酸中的耐蚀性与氮含量之间的关系

(沸腾 65% HNO_3，5 × 48 h 平均值)

2) 晶间腐蚀 氮的加入提高了抗敏化能力，较不含氮钢的耐晶间腐蚀性能得到改善，如图 13.7-374 和图 13.7-375 所示。对于 0Cr19Ni9N，尽管耐晶间腐蚀能力得到改善，但对晶间腐蚀不是免疫的，因此对于焊后部件，为获得良好的耐晶间腐蚀性能，应施以固溶处理。

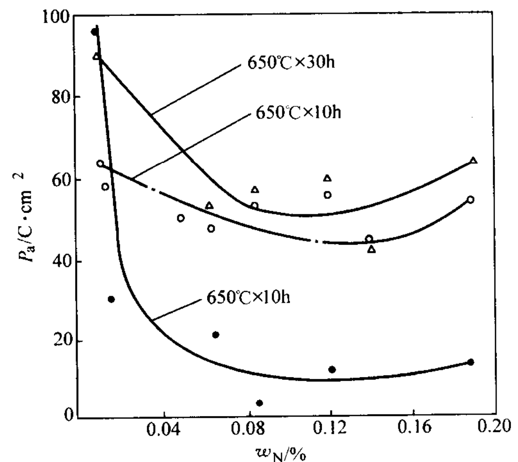


图 13.7-374 经 650℃不同时间敏化后的 00Cr18Ni10N 的 EPR 试验的 P_a 值与氮含量关系

(EPR 为电化学动电位再活化法：介质条件为 30℃的 0.5 mol/L H_2SO_4 + 0.01 mol/L KSCN，扫描速度为 100 mV/min，起扫电位为 − 340 mV，电位达到 + 200 mV 停留 2 min，再反向回扫，测量再活化电荷，$P_a = \frac{Q}{GBA}$，其中 Q 为活化电荷，G 为常数，B 为晶粒度，A 为试样面积 GBA 为晶界面积)

3) 点腐蚀和缝隙腐蚀 含氮的钢种耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能明显优于不含氮钢种，示于表 13.7-112 和图 13.7-376 ~ 图 13.7-378。

(7) 工艺性能

1) 热加工 两种钢的热加工性能良好，与不含氮钢相比，除变形抗力稍大外，没有大的不同，适宜热加工加热温度范围为 1 120 ~ 1 205℃，中间再加热温度可选用 950℃，终加工温度应在 850℃以上。

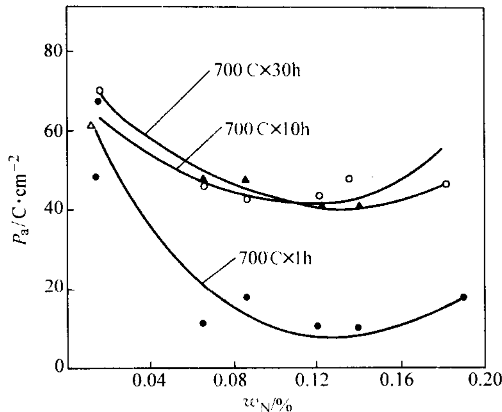


图 13.7-375　经 700℃不同时间敏化的 00Cr18Ni10N 的 EPR 试验的 P_a 值与氮含量的关系

表 13.7-112　0Cr19Ni9N 的耐点蚀性能

钢号名称	试验介质	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr18Ni9N	10% $FeCl_3$ 室温	240	0.005
0Cr18Ni9	10% $FeCl_3$ 室温	240	7.12
00Cr18Ni10	10% $FeCl_3$ 室温	240	5.0
00Cr18Ni12Mo2	10% $FeCl_3$ 室温	240	0.2

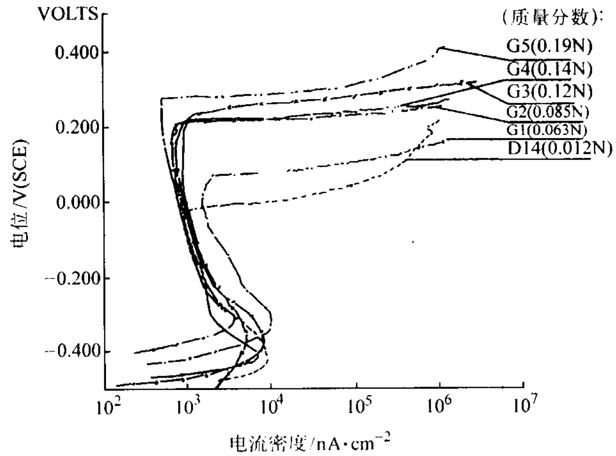


图 13.7-376　00Cr18Ni10N 在 30℃，3.5% NaCl 中的击穿电位

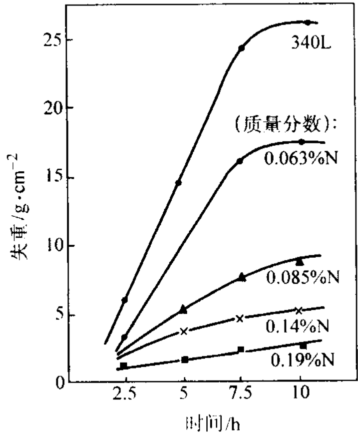


图 13.7-377　00Cr18Ni10N 在 18℃，10% $FeCl_3\cdot6H_2O$ + 0.05NHCl 溶液中的点蚀失重

2）冷加工　两种钢易于冷加工，但所需变形力较大，由于钢的塑韧性较好，允许较大的冷变形，并减少了冷变形

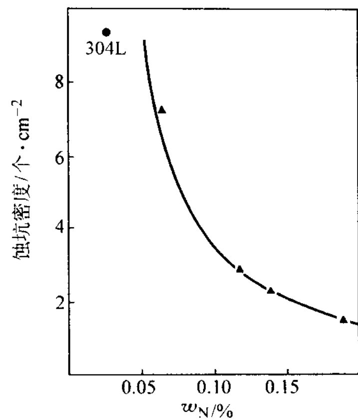


图 13.7-378　00Cr18Ni10N 在 18℃，10% $FeCl_3\cdot6H_2O$ + 0.05NHCl 溶液中的点蚀坑密度

过程的断裂危险性。盘条拉拔生产中，变形量可在 80% 以上，中间不需退火，且不会出现裂纹。

3）冷成形性能　冷成形性能良好，在不需中间退火的情况下，可实施大的冷变形成形操作。冷成形性能数据见表 13.7-113。

表 13.7-113　0Cr19Ni9N 的冷成形性能

Olsen 杯突试验（校正到 0.76 mm）		Swift Flat Bottom 杯突试验
状态	杯高/mm	拉深比 D/d①
退火	10.46	2.15
1/4 硬化	9.73	2.15
1/2 硬化	9.63	2.15

① D：试样直径；d：冲头直径。

4）热处理　固溶处理温度为 1 010 ~ 1 120℃，大截面尺寸应水冷，薄板等小截面尺寸可空冷。消除应力退火温度为 260 ~ 425℃。

5）焊接性能　可以采用手工焊、MIG、TIG 和电阻焊等方法进行焊接。

（8）物理性能

0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的物理性能见表 13.7-114。

表 13.7-114　0Cr19Ni9N 和 00Cr18Ni10N 的物理性能

项　目	0Cr19Ni9N	00Cr18Ni10N
密度（20℃）/g·cm⁻³	7.9	7.9
比热容（20℃）/J·kg⁻¹·K⁻¹	500	500
热导率/W·m⁻¹·K⁻¹		
20℃	15	15
100℃	16	16
300℃	19	19
500℃	21	21
线胀系数/10⁻⁶K⁻¹		
20 ~ 100℃	16.5	16.5
20 ~ 200℃	17.0	17.0
20 ~ 300℃	17.5	17.5
20 ~ 400℃	18.0	18.0
20 ~ 500℃	18.5	18.5
20 ~ 600℃	18.5	18.5
20 ~ 700℃	19.0	19.0
电阻率（20℃）/nΩ·m	730	790
弹性模量/MPa		
20℃	200 000	200 000

(9) 应用

两种含氮 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢可应用于各不含氮钢的应用领域，对于那些要求具有不含氮钢的耐蚀性，其强度水平不能满足使用要求的服役条件，他们是较为理想的材料。0Cr19Ni9N 主要用于飞机和宇航器中的部件和装置，以减轻重量。在海水环境中，用于泵、阀以及船舶的轴和推进器等。由于其奥氏体的稳定性，它亦可应用于低温。00Cr18Ni10N 主要应用于 00Cr19Ni10 强度不足的场合，例如核动力工业，化学加工领域的容器、管道、换热器、反应装置等。

2.1.6 控氮 0Cr19Ni10 (304NG)

控氮 0Cr19Ni10 奥氏体不锈钢是近 20 年来发展起来的新钢种。其发展的驱动力是解决 0Cr18Ni9 钢在 BWR（沸水核反应堆）运行中出现 IGSCC（晶间应力腐蚀）破裂事故问题，提高反应堆安全运行的可靠性，此外也为压水核反应堆的堆内构件等提供更好的材料。在研究开发过程中，以既保持 0Cr18Ni9 的强度水平又具有 00Cr19Ni10 的耐晶间腐蚀性能，同时又不违背长期工作所建立起来的核规程作为研究开发的技术思想。在充分考虑上述 3 个条件的基础上，通过加上适量的氮，可以提高钢的强度，改善钢的耐晶间腐蚀性能，并可提高钢具有与超低碳奥氏体钢相同抗敏化能力的碳含量。于是产生了控氮 0Cr19Ni10 新钢种，在美国、日本称核级 304，即 304NG（Nuclear Grade）核级，在法国称 Z2CN19-10。

在我国，结合实际工程需要，在国外研究基础上，在 20 世纪 80～90 年代开发了这一钢种，简称控氮 304，即控氮 0Cr19Ni10。

控氮 0Cr19Ni10 钢具有与 00Cr19Ni10 相同的工艺性能，可以提供板、管、锻件、棒材等冶金产品。它已成功应用于实际核反应堆建造工程。

(1) 化学成分

钢的化学成分见表 13.7-115。

表 13.7-115 控氮 0Cr19Ni10 和 00Cr19Ni10 钢的化学成分（质量分数） %

标 准	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Co	Cu
中国技术条件	≤0.035	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.020	18.50/20.00	9.00/10.00	0.06/0.12	≤0.08	—
RCC-M Z2CN19-10	≤0.035	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	18.50/20.00	9.00/10.00	≤0.08	≤0.20①	≤1.00
美国 304NG	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	18.00/20.00	9.00/13.00	0.06/0.10	—	—
日本佳友 ST2LN	≤0.020	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	18.00/20.00	9.00/13.00	0.06/0.10	—	—

① 某些堆芯部件要求 Co≤0.10。

(2) 力学性能

1) 室温力学性能 在不同技术条件或标准中，对控氮 00Cr19Ni10 和 0Cr19Ni10 的力学性能的规定值略有差别，法国 RCC-M 的数据见表 13.7-116。工业产品的实测值见表 13.7-117。

表 13.7-116 法国 RCC-M 所规定的 Z2CN19-10 力学性能指标

产品类型	取样方向	温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
锻压≥150 mm		20	≥485	≥210	≥45/≥40	—	≥160/≥100
≤150 mm		20	≥520	≥210	≥45/≥40	—	≥160/≥100
		350	—	≥125	—	—	—
热交换器冷加工管	纵向	20	≥520	≥210	≥45	—	—
		350	—	≥125	—	—	—
挤压管		20	≥510	≥210	≥35	—	≥120
		350	—	≥130	—	—	—
棒材≥150 mm		20	≥465	≥210	≥45/≥40	—	≥160/≥100
≤150 mm		20	≥520	—	—	—	—
		350	—	≥125	—	—	—
板材>3 mm		20	≥520	≥210	≥45	—	≥120
≤3 mm		20	≥520	≥210	≥40	—	—
		350	—	≥125	—	—	—

注：A 分数线上为纵向，分数线下为横向。

表 13.7-117 控氮 0Cr19Ni10 力学性能实测值

产品类型	热处理	温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}
锻件	固溶退火	20	585	285	62.5	83	>293
		300	423	179	46.5	81	—
		350	420	145	46	80	—
50 mm 板	固溶退火	20	595	307	50.5	73	281
		300	445	179	40	74	—
		350	440	146	38	68	—
18 mm 板	固溶退火	20	620	290	57	78	—
		300	442	177	42	77	—
7 mm 板	固溶退火	20	610	265	56.5	—	—
		300	455	186	42	77	
ϕ18 mm×2.5 mm 管	固溶退火	20	610	302	60	—	
		300	455	178	38.5	—	
ϕ185 mm 圆钢	固溶退火	20	600	285	61	80	290
		300	429	196	36	70	—

2) 室温疲劳性能 控氮 0Cr19Ni10 钢工业规模产品的室温疲劳特性示于图 13.7-379～图 13.7-386 和表 13.7-118。裂

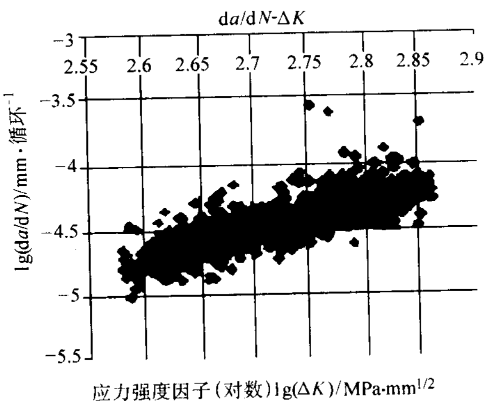


图 13.7-379 板材疲劳裂纹扩展速率曲线

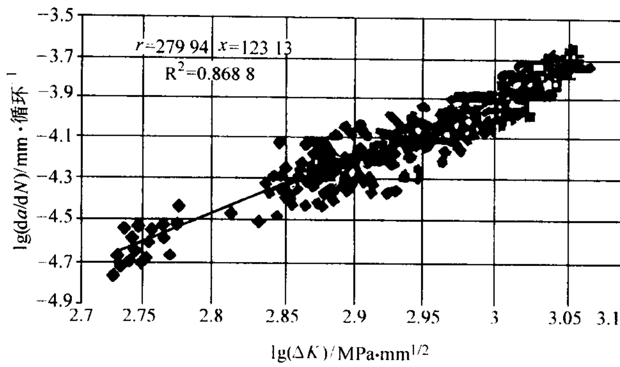


图 13.7-380 锻件疲劳裂纹扩展速率曲线

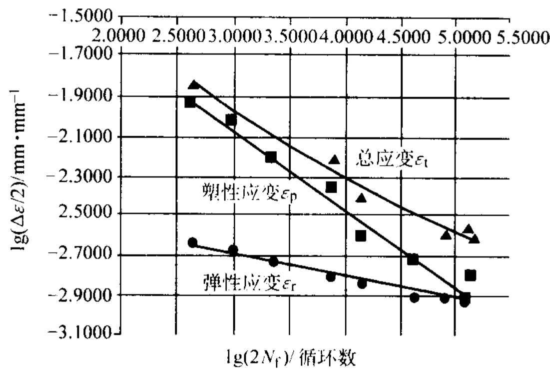


图 13.7-381 板材失效循环数与应变幅的关系

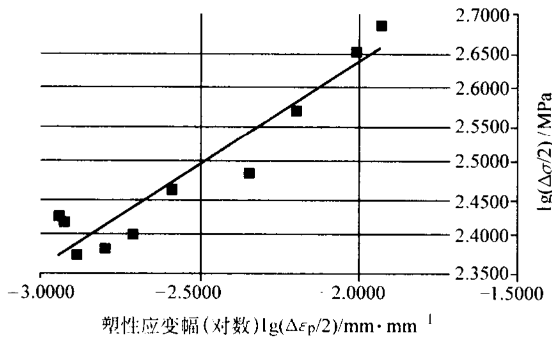


图 13.7-382 板材循环硬化曲线：应力幅与应变幅关系

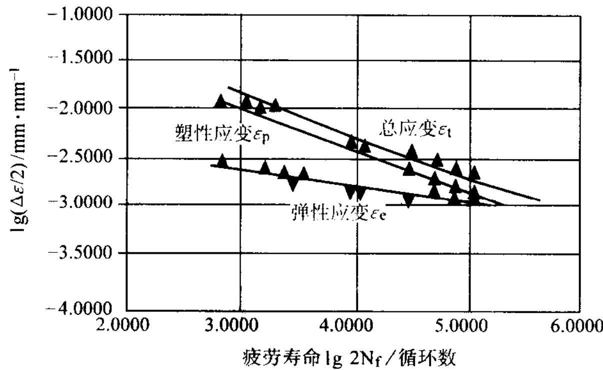


图 13.7-383 锻件失效循环数 N_f 与应变量 $\Delta\varepsilon_t$ 的关系

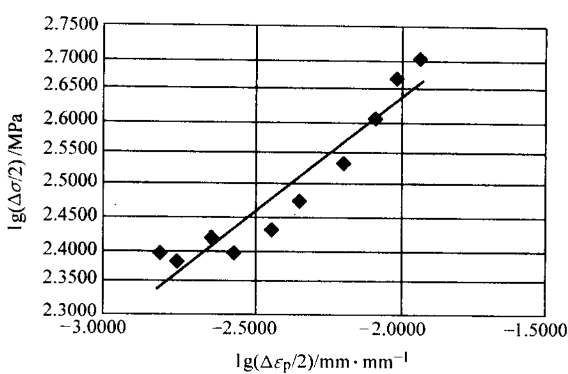


图 13.7-384 锻件循环硬化曲线：应力幅 $\Delta\sigma$ 与塑性应变幅 $\Delta\varepsilon_p$ 的关系

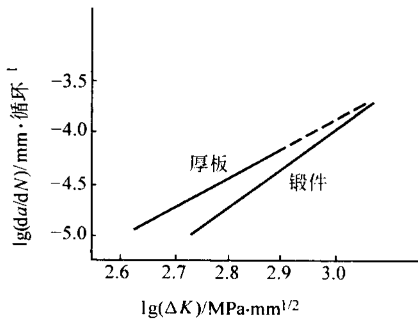


图 13.7-385 厚板和锻件裂纹扩展速率比较

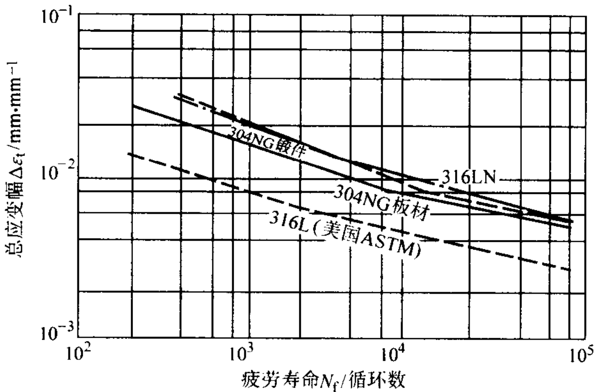


图 13.7-386 低周疲劳寿命 N_f 与应变幅 $\Delta\varepsilon_t$ 的关系

表 13.7-118 板材和锻件的低周疲劳循环特性（应变疲劳参量）

应变疲劳参量	板 材	锻 件
疲劳强度系数 σ'_f/MPa	897	1 260
疲劳强度指数 b	−0.111 2	−0.149 9
疲劳延性系数 ε'_f/%	12.15	18.30
疲劳延性指数 C	−0.387 0	−0.411 2
循环强度系数 K'/MPa	1 555	2 360
循环应变硬化指数 n'	0.277 9	0.366 2

纹扩展速率试验条件为：最大载荷 $P_{max}=12-15$ kN，应力波动系数 $R=P_{min}/P_{max}=0.1$，应力交变频率 $f=8$ Hz，加载波形为正弦波，介质为大气，温度为室温。

低周疲劳试验条件为：应力应变的不对称系数为 −1，应变频率范围为 10～40 周/min，环境为室温大气环境。

3）高温力学性能 控氮 0Cr19Ni10 高温拉伸试验数据见表 13.7-119。持久强度如图 13.7-387 所示。

表 13.7-119 高温拉伸试验结果（Gleeble 试验）

试验温度/℃	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250	1 300
ψ	35.2	45.2	46.7	57.8	68.0	74.0	82.8	84.0	
		42.2	53.0	51.0	60.6	72.0	80.6	81.5	55.1
σ_b/MPa	132.3	114.9	100.0	81.2	76.1	62.4	59.9	53.7	
		116.1	99.9	83.6	73.7	67.4	61.2	57.4	46.2

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀　控氮 0Cr19Ni10 钢在酸、碱、盐等介质中耐均匀腐蚀性能与 00Cr19Ni10 相当，具体数据可参考 0Cr18Ni9 和 00Cr19Ni10 的耐均匀腐蚀性能数据。

在压水堆水介质中的腐蚀状况如图 13.7-388 至图 13.7-391 所示。为了比较列入了 0Cr18Ni10Ti（321）的数据。在水介质中的均匀腐蚀试验参照 JB/T 7901—1999 标准执行。介质条件为 pH = 6 ~ 8，Cl^- < 0.1 mg/L，溶解氧 < 0.1 mg/L，比电阻 > 5×10^5 Ω·cm 的高纯水，试验温度为 (300 ± 1)℃。

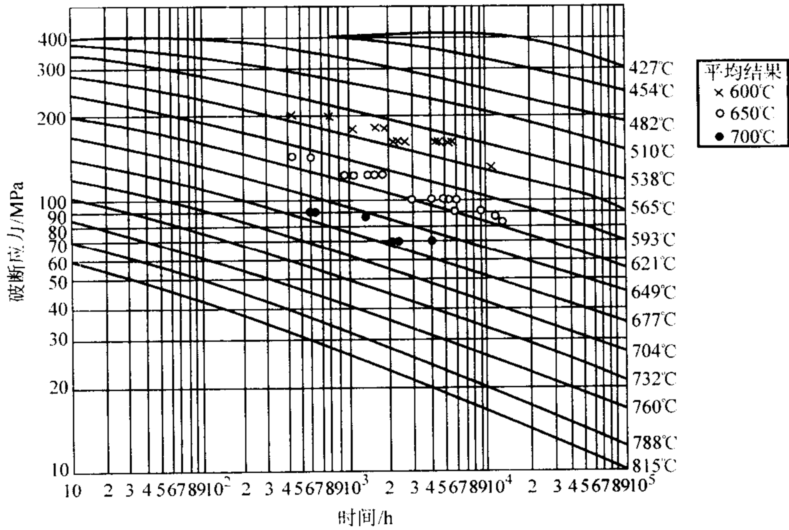


图 13.7-387　控氮 304NG 的持久强度

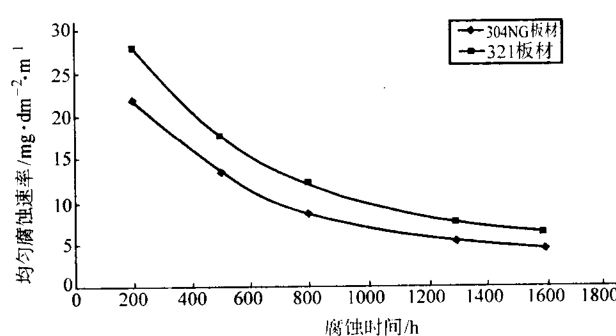


图 13.7-388　304NG 和 0Cr18Ni10Ti 板材的均匀腐蚀速率

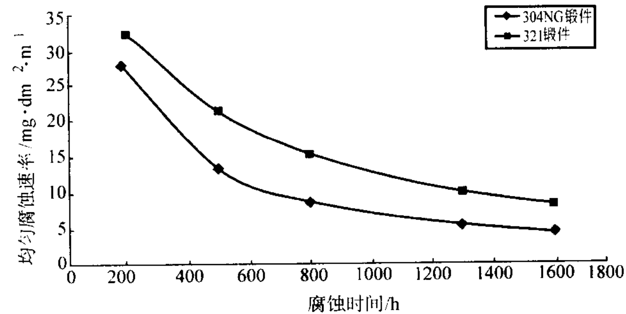


图 13.7-390　304NG 和 0Cr18Ni10Ti 锻件的均匀腐蚀速率

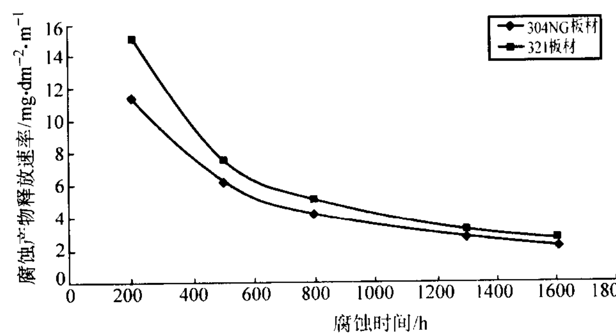


图 13.7-389　304NG 和 0Cr18Ni10Ti 板材的腐蚀产物释放速率

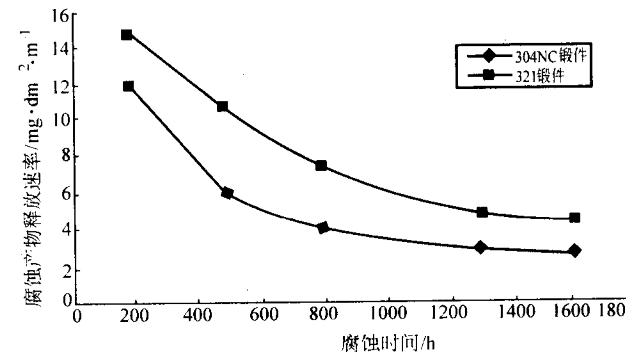


图 13.7-391　304NG 和 0Cr18Ni10Ti 锻件的腐蚀产物释放速率

2）点腐蚀　控氮 0Cr19Ni10 板材和锻件在 50℃，6% $FeCl_3$ + 0.05NHCl 溶液（GB/T 17897—1999）中的点腐蚀试验结果见表 13.7-120。

3）耐晶间腐蚀性能　控氮 0Cr19Ni10 钢在标准规定的敏化条件下具有良好的耐晶间腐蚀性能。在 650℃ × 2 h 空冷和 700℃ × 30′以 1℃/min 冷到 500℃再空冷（B 处理），两种敏化条件下的 R_a 值分别为 2.50% 和 9.69%。对于 18-8 型奥氏体不锈钢的再活化率 < 15% 可认为无晶间腐蚀倾向。

表 13.7-120 控氮 0Cr19Ni10（304NG）在 50℃，6%$FeCl_3$ + 0.05NHCl 的耐点蚀性能

试验材料	牌号	腐蚀率/g·cm⁻²·h⁻¹		点蚀特征
		单个值	平均值	
304NG 板材（国产）	A1 A3	12.70 15.09	13.89	表面约有 3～4 个较大蚀坑不均匀分布，尺寸小于 10 mm×3 mm 不等，呈长条形和三角形蚀坑，无穿透孔
304NG 板材（法国）	G1 G2 G3	13.42 10.25 12.42	12.03	表面约有 4～5 个蚀坑不均匀分布，尺寸小于 ϕ4 mm 不等，呈圆形和三角形蚀坑，无穿透孔
0Cr18Ni10Ti 板	F1 F2	54.07 50.63	52.35	表面细小点蚀坑均匀密布，蚀坑尺寸小于 ϕ1.5 mm 不等，呈圆形蚀坑，无穿透孔
国产 304NG 锻件	D1 D2 D3	13.19 15.60 13.13	13.97	表面约有 10 多处 1 mm×7 mm 至 1 mm×12 mm 的条状浅蚀坑和 20 多个针点蚀坑不均匀分布，无穿透孔
0Cr18Ni10Ti 锻件	F1 F2 F3	49.72 52.61 49.01	50.45	表面布满底宽 1～2 mm 高 2～7 mm 的三角形深坑 40 多个和多个针点蚀坑不均匀分布，无穿透孔

4）耐应力腐蚀破裂性能　水质条件为含 20×10^{-6} Cl^- 的去离子水（pH=7，比电阻 $\rho=5\times10$ Ω·m）和 300℃，饱和蒸汽压为 8.8 MPa，溶解氧的质量分数为 8×10^{-6}（饱和氧）的高纯水，拉伸速度为 0.005 mm/min（应变速度 $\varepsilon=4.2\times10^{-6}s^{-1}$），钢的应力腐蚀敏感指数列于表 13.7-121。

表 13.7-121　304NG 和 0Cr18Ni10Ti 钢的应力腐蚀敏感指数

试样材料	在去离子水中		在含质量分数 20×10^{-6} Cl^- 水中	
	Ids	Ig	Ids	Ig
304NG 钢 50 mm 板	0.210	0.228	0.464	0.495
304NG 钢 8 mm 板	0.298	0.314	0.420	0.443
304NG 钢锻件	0.054	0.054	0.156	0.162
0Cr18Ni10Ti 钢板	0.460	0.488	0.629	0.665

（4）工艺性能

控氮 0Cr19Ni10 钢具有良好的冶金工艺性能，其热、冷加工性能同于 00Cr19Ni10，可提供锻件、棒材、板材、管材等冶金产品。钢的热变形温度区间以 1 050～1 250℃为宜。

控氮 0Cr19Ni10 钢的固溶退火制度为 1 000～1 080℃，保温一定时间后（视截面尺寸而定）进行水冷或空冷。固溶处理后的组织为奥氏体基体＋少量铁素体或纯奥氏体。经固溶处理的钢具有良好的力学性能和耐蚀性。

控氮 0Cr19Ni10 钢具有与 00CrNi10 相同的焊接性能，可采用各种方法焊接，既不需焊前预热也不需焊后热处理，焊接材料可采用 308L 焊条和 308L 焊丝。焊接焊头和熔敷金属的性能近于母材。

（5）物理性能

钢的物理性能见表 13.7-122。

表 13.7-122　物理性能

温度/℃	室温	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa	203.0	196.7	187.8	179.2	170.3	162.3
切变模量 G/GPa	78.4	75.8	71.9	68.3	64.6	61.2
泊松比 μ	0.30	0.30	0.31	0.31	0.32	0.33
比定压热容 c_p/J·kg⁻¹·K⁻¹	461	478	497	515	532	546
热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹	14.5	16.0	17.6	19.2	20.5	21.4
密度/g·cm⁻³	7.85					
线胀系数 α_l/10⁻⁶K⁻¹，（约 19℃）	～	15.92	17.62	18.57	19.16	19.56

（6）应用

控氮 0Cr19Ni10（304NG）主要应用于沸水堆和压水堆的堆内构件，控制棒驱动机构导向组件，热交换器管，支撑件等。也可用于化工、石化等工业中。

2.1.7　1Cr18Ni12（AISI305）

1Cr18Ni12 钢是在 1Cr18Ni9 基础上，通过提高钢中的镍含量而发展起来的钢种，由于提高了奥氏体稳定化元素镍的含量，因此其奥氏体基体更加稳定，其 M_d（30）降到远低于室温。在经受较大冷变形后，它不会或基本不发生马氏体转变，致使钢加工硬化倾向很小，材料的透磁率变化很小。1Cr18Ni12 钢最适宜用于冷镦、深冲、旋压等冷成形加工，可以减少中间软化退火的次数，降低制造成本。对于要求无磁的冷加工部件尤其适用。

（1）化学成分

1Cr18Ni12 的标准化学成分列于表 13.7-123。

表 13.7-123　1Cr18Ni12 钢的化学成分

标 准	化学成分（质量分数）/%						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
GB/T 1220	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.03	17.00～19.00	10.50/13.00
ASTM A276 A73	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	17.00～19.00	10.50/13.00

（2）室温力学性能

1Cr18Ni12 钢，固溶退火态的室温力学性能标准规范值和实测值见表 13.7-124。

（3）冷作硬化特性

1Cr18Ni12 钢的冷加工变形量对其强度、塑性的影响如图 13.7-392 所示，相对于低镍含量的 18Cr-8Ni 钢，强化程度较低，表 13.7-125 的磁导率随冷加工变形量的变化亦说明 1Cr18Ni12 钢具有更稳定的奥氏体组织。

表 13.7-124 1Cr18Ni12 钢的室温力学性能

标 准	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HB
GB/T 1220—1992，固溶退火棒（条）	≥480	≥177	≥40	≥60	≥187
ASTM，A276 A473 A580 A167					
热加工退火棒（条）、锻件	≥515	≥205	≥40	≥50	—
冷加工退火棒（条）厚≤13 mm	≥617	≥310	≥30	≥40	—
冷加工退火棒（条）厚≥13 mm	≥515	≥205	≥30	≥40	—
退火丝	≥515	≥205	≥35	25～45	—
冷拔丝	≥620	≥310	≥30	≥40	≤
板、薄板、带，退火态	≥480	≥170	≥40	—	≤88HRB
退火棒材实测值	550	250	56	73	156

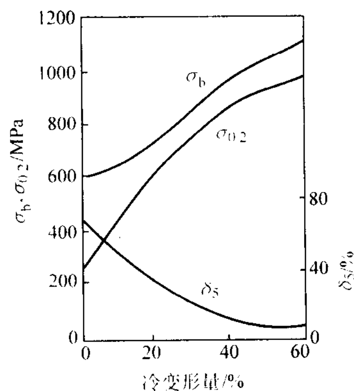


图 13.7-392 冷加工对 1Cr18Ni12 室温力学性能的影响

表 13.7-125 冷加工对 1Cr18Ni12 钢磁导率的影响

冷加工变形量 /%	磁导率	
	4 000 A/m	16 000 A/m
0	1.003 2	1.004 4
18.5	1.004 0	1.005 4
34.5	1.017	1.020
52.5	1.047	1.063
84.0	1.093	1.142

（4）蠕变性能

1Cr18Ni12 的蠕变性能见表 13.7-126。

表 13.7-126 在 10 000 h 产生 1% 延伸的平均应力

温度/℃	$\sigma_{1/10\,000}$/MPa	温度/℃	$\sigma_{1/10\,000}$/MPa	温度/℃	$\sigma_{1/10\,000}$/MPa
538	131	593	86.2	649	55.2
704	31	816	13.8		

（5）耐蚀性

均匀腐蚀，钢的耐均匀腐蚀性能与 1Cr18Ni9 相当，可参照 1Cr18Ni9 相关数据。

晶间腐蚀，由于钢中的碳含量较高，它不耐敏化态的晶间腐蚀，在遇到敏化过程后，为提高其耐晶间腐蚀性能，应予以固溶处理。

（6）工艺性能

1）热加工 1Cr18Ni12 热加工性能良好，锻造、轧制、镦粗和顶锻等无任何困难。热加工加热温度范围为 1 150～1 180℃。

2）冷加工 冷成形性能优良是 1Cr18Ni12 的最大优点，加工硬化速率低，可实施成形条件更为苛刻、形状复杂的产品冷成形操作。典型的冷成形性能列入表 13.7-127。

表 13.7-127 1Cr18Ni12 钢的冷成形性能

钢 号	杯突深度/mm	加工硬化指数 n
1Cr18Ni12	12.2	0.45～0.50
0Cr18Ni9	10.0	0.50～0.55
0Cr18Ni9Cu3	12.7	0.40～0.45

3）热处理 钢的固溶处理温度为 1 010～1 150℃，保温后水冷。消除应力退火为 300～400℃ ×（4～8）h，随后空冷。

4）焊接 钢的焊接性能良好，可参照 1Cr18Ni9 执行，为确保钢的耐蚀性和焊后的耐晶间腐蚀性能，推荐焊后进行固溶处理。

（7）物理性能

1Cr18Ni12 的物理性能见表 13.7-128。

表 13.7-128 1Cr18Ni12 的物理性能

参 数	数 值
密度/g·cm^{-3}	8.0
弹性模量/GPa	193
线胀系数/10^{-6}K^{-1}	
0～100℃	17.2
0～315℃	17.8
0～538℃	18.4
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}	
100℃	16.2
500℃	21.5
比热容（20℃）/J·kg^{-1}·K^{-1}	500
电阻率/nΩ·m	720
磁导率	1.02
熔点范围/℃	1 400～1 450

（8）应用

1Cr18Ni12 钢主要用于弱腐蚀环境中的紧固件和深冲件等，对冷成形后要求无磁或低磁部件亦可选用。

2.1.8 0Cr18Ni9Cu3（302HQ）

0Cr18Ni9Cu3 是在 0Cr18Ni9 基础上，为改进其冷成形性能而发展的钢种。铜的加入，使钢的冷作硬化倾向小，冷作硬化速度降低，因此在较小的成形力下可获得最大的冷变形，此钢主要用于冷镦紧固件生产以及深拉和胀形冷成形部件的制造和生产。

（1）化学成分

0Cr18Ni9Cu3 钢的化学成分见表 13.7-129。

表 13.7-129 0Cr18Ni9Cu3 的化学成分（质量分数） %

标 准	化学成分							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
GB/T 1220—1992	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	17.00/19.00	8.50/10.50	3.00/4.00
ASTM	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	17.00/19.00	8.00/10.00	3.00/4.00

(2) 室温力学性能

在不同标准中，0Cr18Ni9Cu3 的室温力学性能指标见表13.7-130。一些实测数据见表 13.7-131。

表 13.7-130 0Cr18Ni9Cu3 的室温力学性能指标

标 准	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
GB 1220—92 固溶棒	≥480	≥177	≥40	≥60	≤187
ASTM A493 固溶棒	≥550	—	—	—	—

表 13.7-131 0Cr18Ni9Cu3 实测力学性能

状 态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
固溶态棒材	550	190	60	70	143
13 mm 固溶棒材	508	185	65	70	80HRB

(3) 冷作硬化特性

0Cr18Ni9Cu3 具有较低的冷作硬化特性，一些数据如图13.7-393 所示。与 0Cr18Ni9 比较，其冷加工对强度水平的提高的幅度显著下降，较 1Cr18Ni12 钢的冷加工硬化倾向也低。

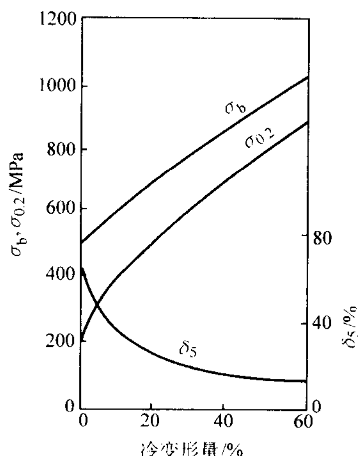


图 13.7-393 0Cr18Ni9Cu3 钢的冷作硬化特性

(4) 耐蚀性

0Cr18Ni9Cu3 钢的耐蚀性与 0Cr18Ni9 相近。在湿汽、盐雾及海洋大气中抗锈性均很好。在酸性介质中、耐氧化性硝酸的腐蚀，在还原性酸中耐蚀性不良，但优于 0Cr18Ni9。一些腐蚀数据见表 13.7-132。

表 13.7-132 0Cr18Ni9Cu3 的耐蚀性

钢号名称	腐蚀速度/mm·a^{-1}		
	65%HNO_3，沸腾	5%H_2SO_4，沸腾，48 h	1%HCl，沸腾，48 h
0Cr18Ni9Cu3	0.45	5.5	4.3
0Cr18Ni9	0.30～0.60	3.0～15.0	3.0～10.0

(5) 工艺性能

1) 热加工 0Cr18Ni9Cu3 钢热工性能良好，但加工性能不如 0Cr18Ni9，热加工温度范围偏低，推荐的热加工加热温度范围为 1 100～1 130℃。终加工温度不得低于 900℃。

2) 冷成形 0Cr18Ni9Cu3 具有良好的冷成形性能，一些冷成形性能数据见表 13.7-125 和图 13.7-394。

3) 热处理 固溶处理温度为 1 010～1 120℃，小截面尺寸可空冷，大截面尺寸必须水冷。消除应力退火为 300～400℃×（4～8 h）空冷。

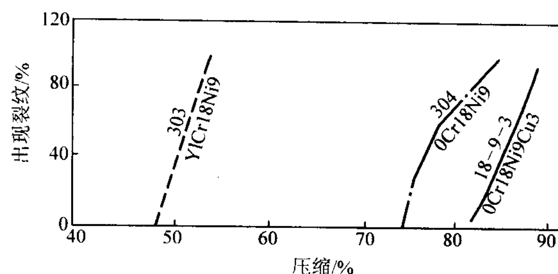


图 13.7-394 0Cr18Ni9Cu3 冷加工压缩开裂倾向

4) 焊接 0Cr18Ni9Cu3 可采用各种常用方法进行焊接，为确保钢的最佳耐蚀效果，焊后应进行固溶退火。

(6) 物理性能

0Cr18Ni9Cu3 的物理性能列入表 13.7-133。

表 13.7-133 0Cr18Ni9Cu3 的物理性能

参 数	数 值
密度（20℃）/g·cm^{-3}	8.0
比热容（0～100℃）/J·kg^{-1}·K^{-1}	500
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}	
100℃	16.3
500℃	21.5
线胀系数/10^{-6}K^{-1}	
0～100℃	17.3
0～320℃	17.8
0～650℃	18.7
电阻率（20℃）/nΩ·m	720
弹性模量（20℃）/MPa	2×10^5
磁导率（H=16 kA/m）	<1.02

(7) 应用

0Cr18Ni9Cu3 主要应用于不生锈的紧固件，金属箍、环、冷冲压部件，飞机和导弹部件以及化工设备等。

2.1.9 00Cr18Ni15Si4（Nb）

00Cr18Ni15Si4（Nb）是一种硅含量较高的奥氏体不锈钢，由于其高硅含量，赋予其良好的耐过钝化晶间腐蚀性能，在浓硝酸和在含氧化剂的硝酸中具有良好的耐蚀性，此外在固溶状态下具有良好的强度、韧性和冲击性能，此外此钢亦可焊接。国内目前可以提供该钢的棒材、锻件、热轧板、冷轧板、管材等冶金产品。

(1) 化学成分

00Cr18Ni15Si4（Nb）的化学成分见表 13.7-134。

表 13.7-134 00Cr18Ni15Si4（Nb）的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb①
≤0.02	3.7/4.5	≤2.00	≤0.020	≤0.020	17.0/18.5	14.0/15.5	0.40/0.80

① 当钢中加入质量分数为 0.40%～0.80% Nb 时，碳含量 w_C 允许放宽到≤0.03%。

(2) 力学性能

00Cr18Ni15Si4（Nb）的室温和高温力学性能见表 13.7-135。

表 13.7-135 00Cr18Ni15Si4（Nb）的力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{1.0}$/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
20	≥530	≥260	≥280	≥45
100	≥490	≥210	≥185	≥45
200	≥450	≥175	≥140	≥45
300	≥420	≥155	≥125	≥40
500	≥398	≥150	≥115	≥40

（3）耐蚀性

0Cr18Ni15Si4（Nb）在浓硝酸或含氧化剂的硝酸中具有优异的耐蚀性，远优于0Cr18Ni9，但在稀硝酸（浓度小于75%）中其耐蚀性不如0Cr18Ni9，如图13.7-395所示，在含氧化剂的硝酸中的耐蚀性能示于图13.7-396和表13.7-136。

00Cr18Ni15Si4（Nb），由于碳含量极低，具有良好的耐敏化态晶间腐蚀，如果添加铌，其耐敏化态晶间腐蚀能力还将提高。

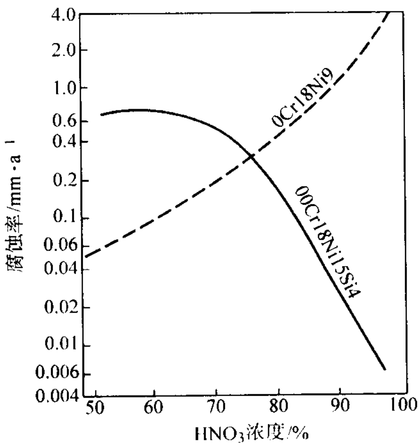


图13.7-395 00Cr18Ni15Si4在硝酸中的耐蚀性

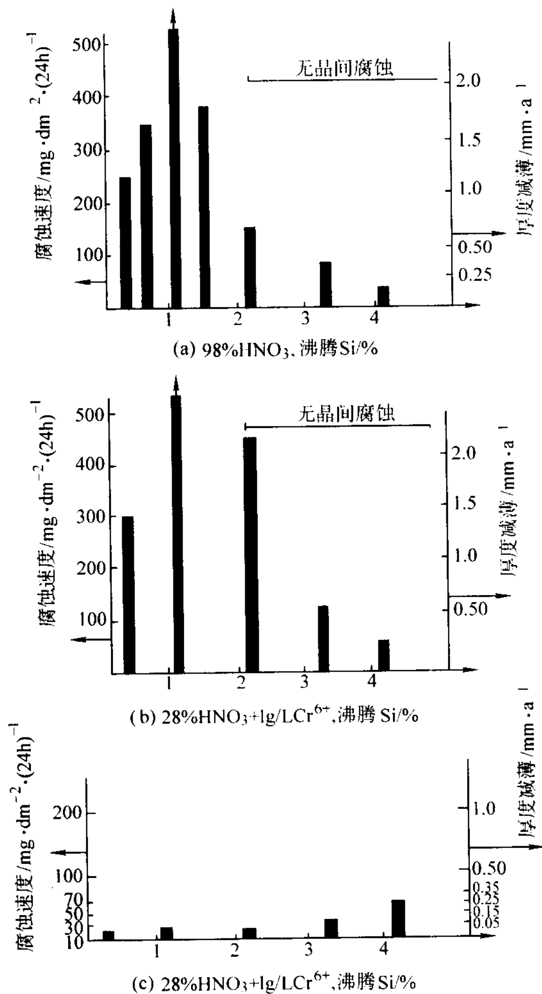


图13.7-396 00Cr18Ni15Si4在沸腾98%HNO₃和含氧化剂硝酸中的腐蚀

表13.7-136 00Cr18Ni15Si4在硝酸中的腐蚀

介质条件	腐蚀速度/mm·a⁻¹
98%HNO_3，室温	≤0.20
98%HNO_3，沸腾	≤0.30
98%HNO_3 + 1 g/L Cr^{+6}，沸腾	≤0.30
65%HNO_3，沸腾 10×48 h	0.66

（4）工艺性能

1）热加工　00Cr18Ni15Si4钢可进行锻造和热轧等热加工，热加工温度范围为900～1 150℃，热加工的加热温度范围为1 080～1 140℃，钢锭开坯的加热温度应控制在1 120℃以下，为避免增碳，应清除油脂。

2）冷加工　易于冷弯、冷压和冲压等冷成形作业。

3）热处理　固溶退火温度为1 100～1 150℃，炉气应为弱氧化性，保温时间为1～2 min/mm板厚，水冷。

4）焊接　00Cr18Ni15Si4可采用TIG、MIG焊接薄截面尺寸材，采用手工电弧焊焊接厚截面尺寸材。在焊接时，焊接工人应持证上岗，宜采用低热输入、低电流和小直径焊条，层间温度也应向低温控制。焊接材料成分与母材基本相同，焊缝中的δ铁素体不得超过10%。通常不需焊后热处理，在严苛腐蚀条件工作的焊件，为确保其耐蚀性，应进行焊后固溶处理。

（5）物理性能

00Cr18Ni15Si4的物理性能见表13.7-137。

表13.7-137 00Cr18Ni15Si4的物理性能

项　目	数　值
密度（30℃）/g·cm⁻³	7.7
弹性模量/GPa	
20℃	200
200℃	186
400℃	172
切变模量/GPa	
20℃	82
200℃	76
400℃	70
比热容（20℃）/J·kg⁻¹·K⁻¹	500
热导率（20℃）/W·m⁻¹·K⁻¹	16.5
线胀系数/10⁻⁶K⁻¹	
20～100℃	16.5
20～200℃	17.0
20～300℃	17.5
电阻率（20℃）/nΩ·m	750
熔点/℃	1 450

（6）应用

00Cr18Ni15Si4主要用于浓硝酸生产设备，如反应器、泵、阀门、管道等。在使用浓硝酸的有机化学工业，在核燃料后处理蒸发加工设备，宇航工业的火箭发射用燃料储槽，炸药工业以及冶金工业处理亚硫氮混合的设备和装置等强氧化腐蚀环境中得到广泛和成功的应用。

2.1.10 0Cr18Ni10Ti（AISI321）

在不锈钢工业应用的初期，为解决常规18—8型奥氏体不锈钢的晶间腐蚀问题，发展了用Ti稳定化的奥氏体不锈

钢，我国目前此钢的化学成分标号为0Cr18Ni10Ti，在美国称作AISI321。此钢的发展是以奥氏体不锈钢的晶间腐蚀的贫铬理论为基础，通过加入钛，在钢中优先形成TiC，取代形成$Cr_{23}C_6$的碳，避免大量的网状$Cr_{23}C_6$沿晶界析出，从而减轻晶界贫铬的贫化程度，由于贫铬区铬的含量不低于保证耐蚀性的临界铬量，因此减轻和避免了晶间腐蚀。0Cr18Ni10Ti在冶金装备和工艺水平不能经济生产超低碳奥氏体不锈钢的年代，确实起到了举足轻重的作用。随着二次精炼工艺引入不锈钢以来，超低碳不锈钢的生产已变得容易且成本可被接受的情况下，Ti稳定化不锈钢的地位已渐渐动摇，至20世纪90年代中，西方发达国家的0Cr18Ni10Ti的产量已不足不锈钢产量的1%。由于0Cr18Ni10Ti的常期使用经验、良好的高温力学性能等，目前，在高温和在一些特定环境中（抗氢腐蚀）以及在需要稳定化热处理的条件下仍在使用。在大型锅炉过热器、再热器、蒸汽管道、石油化工的热交换器和连多硫酸的生产设备中仍然得到广泛应用。

(1) 化学成分

0Cr18Ni10Ti钢的化学成分见表13.7-138。

表13.7-138 0Cr18Ni10Ti钢的化学成分（质量分数） %

标准	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti
GB/T 1220—1992	≤0.08	≤2.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	17.00/19.00	9.00/12.00	≥5×C%
ASTM	≤0.08	≤2.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	17.00/19.00	9.00/12.00	≥5×C%

(2) 室温力学性能

不同标准所规定的0Cr18Ni10Ti的室温力学性能见表13.7-139。其实际测定数据见表13.7-140。

表13.7-139 标准规定的室温力学性能指标

标准	产品类型	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB/T 1220—1992 GB/T 4317—1992	棒材920～1 150℃快冷，热轧板≤25 mm 920～1 150℃快冷	≥520	≥205	≥40	≥50	≤187	≤90	≤200
ASTMA276	热加工棒，退火	≥515	≥205	≥40	≥50	—	—	—
A473	≤ϕ13 mm冷加工棒，退火 ≥ϕ13 mm冷加工棒，退火	≥620 ≥515	≥310 ≥205	≥30 ≥30	≥40 ≥40	— —	— —	— —
ASTM 163 A240	管、薄板、热轧板，退火	≥515	≥205	≥40	—	—	≤92	—

表13.7-140 0Cr18Ni10Ti的室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
1 100℃水冷	554～653	245～328	46～62	57.2～78.3

(3) 冷作硬化特性

冷加工对0Cr18Ni10Ti的室温力学性能的影响示于表13.7-141和图13.7-397。钢的磁导率和冷加工的关系见表13.7-142。

表13.7-141 冷加工对0Cr18Ni10Ti的室温力学性能

冷加工量/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
0	630	210	54
10	700	490	44
20	820	700	27
30	960	840	12
40	1 050	940	6
50	1 130	1 000	4
60	1 180	1 030	3

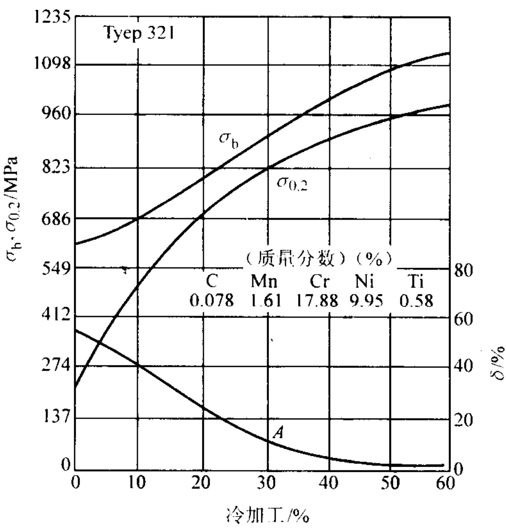


图13.7-397 冷加工变形量对0Cr18Ni10Ti室温力学性能的影响

表13.7-142 冷变形对0Cr18Ni10Ti磁导率的影响

冷变形量/%	磁导率	
	4 000 A/m	16 000 A/m
0	1.003 3	1.003 5
16.5	1.018	1.023
41.5	1.40	1.61
53.5	2.44	3.34
70.5	6.76	9.40

(4) 低温力学性能

0Cr18Ni10Ti的低温力学性能示于表13.7-143和图13.7-398、图13.7-399。

(5) 疲劳性能和断裂韧性

0Cr18Ni10Ti钢的疲劳性能如图13.7-400所示。0Cr18Ni10Ti在450～550℃使用51 000 h后的断裂韧性结果见表13.7-144，在室温对J_c影响较大，时效使J_c降低35%，d_j/d_a没有明显变化；在高温，时效使J_c降低5%～15%，d_j/d_a减少25%～30%。

表 13.7-143 0Cr18Ni10Ti 的低温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
0	776	288	64	75	203
-20	898	254	54	72	230
-50	1 038	243	48	70	214
-100	1 195	247	40	67	169
-140	1 331	247	37	68	144
-196	1 594	268	36	58	136

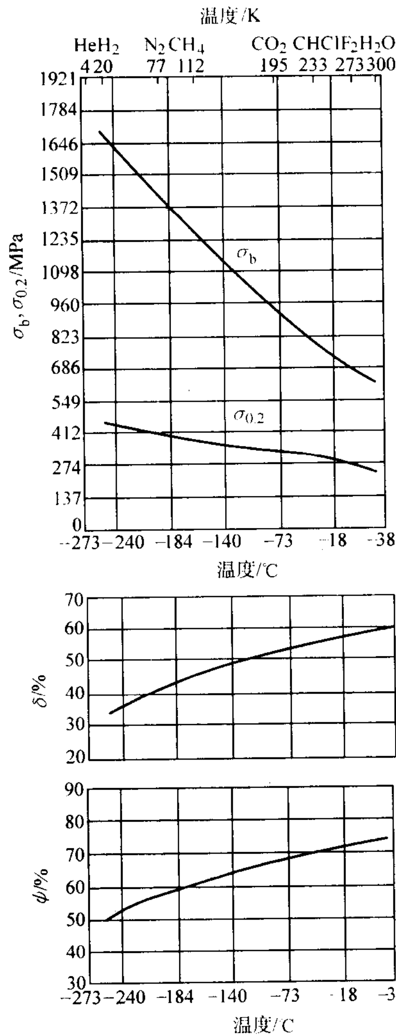


图 13.7-398 退火态 0Cr18Ni10Ti 低温力学性能

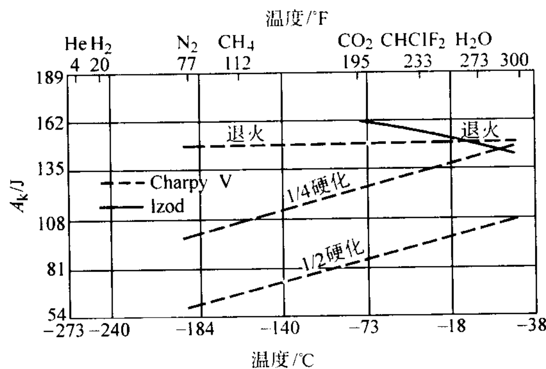


图 13.7-399 0Cr18Ni10Ti 低温冲击性能

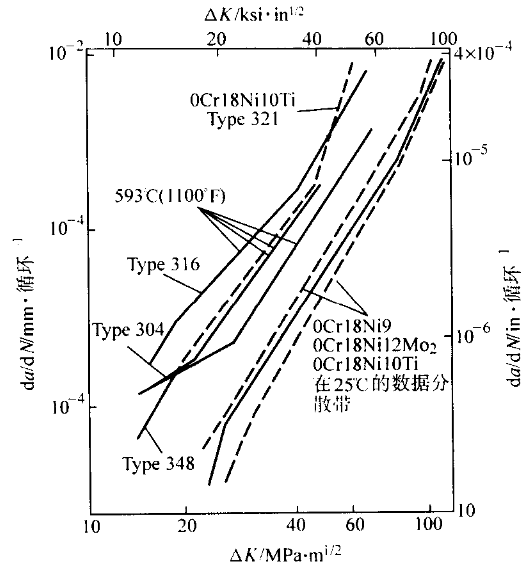


图 13.7-400 退火的 0Cr18Ni10Ti 在室温和 593℃空气中的疲劳裂纹扩展速率

（L-T 曲向，0.17 Hz，$R=0$，单面缺口悬臂梁试样）

表 13.7-144 0Cr18Ni10Ti 在 450～550℃使用（时效）51 000 h 的断裂韧性

试验温度/℃	状　态	J_c/kJ·m^{-2}	(d_j/d_a) /MPa
20	未时效	162	49
20	时效	107	48
300	未时效	152	230
300	时效	144	165
500	未时效	152	260
500	时效	129	194

（6）高温瞬时拉伸和持久蠕变性能　不同状态的 0Cr18Ni10Ti 的高温瞬时力学性能见表 13.7-145～表 13.7-148。

表 13.7-145 固溶态 0Cr18Ni10Ti 的高温瞬时力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ①/%	ψ/%
21	569	207	71.0	79.5
205	421	145	48.0	76.0
425	400	121	42.5	71.5
540	379	124	42.0	70.5
650	303	117	37.0	57.5
760	210	114	44.5	53.0
870	117	93	57.0	82.0
980	63	50	78.0	96.0

① 4D 试样。

表 13.7-146 经退火后冷加工至 96HRB 的 0Cr18Ni10Ti 的高温瞬时力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ①/%	ψ/%
21	655	465	48.0	73.0
205	493	390	27.5	74.0
425	476	390	23.5	63.0
540	448	365	22.0	66.0
650	390	331	23.0	55.0
760	296	279	18.0	32.5
870	169	162	50.5	75.5
980	69	63	102	93.5

① 4D 试样。

表 13.7-147 退火后在试验温度时效 10^5 h 后的高温瞬时力学性能

试验及时效温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ①/%	ψ/%
未时效	533	207	61	81
482	584	314	51	81
566	597	222	48	70
649	566	178	48	62

① 4*D* 试样。

表 13.7-148 0Cr18Ni10Ti 在应力条件下热时效的高温瞬时力学性能（ϕ25 mm 棒，1 038℃退火）

温度/℃	应力/MPa	时效时间/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ①/%	ψ/%
21	—	—	641	462	49	75
593	86	1 679	665	421	48	70
649	48	1 367	664	412	42	56
704	34	1 656	665	376	39	53

① 4*D* 试样。

0Cr18Ni10Ti 钢高温长时性能示于图 13.7-401 ~ 图 13.7-405 和表 13.7-149。

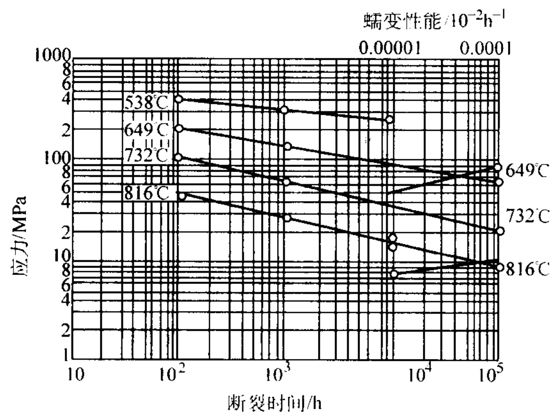


图 13.7-401 0Cr18Ni10Ti 钢持久强度和蠕变强度

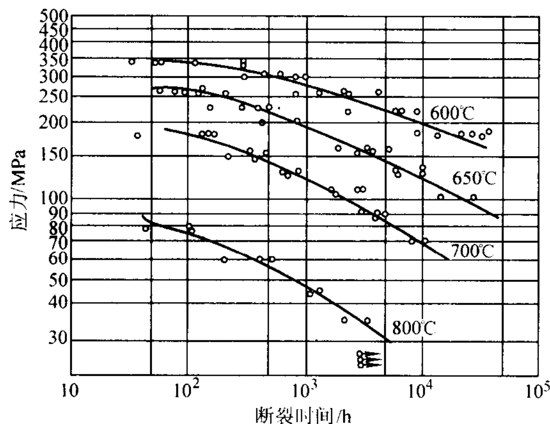


图 13.7-402 0Cr18Ni10Ti 钢管持久强度曲线；断裂应力与时间的关系

(7) 耐蚀性

1) 均匀腐蚀 钢的耐均匀腐蚀性能较 1Cr18Ni9Ti 为优，腐蚀数据可参照 1Cr18Ni9Ti，见表 13.7-150。

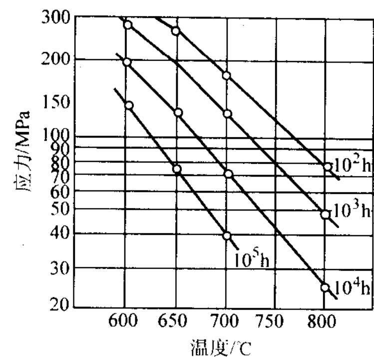


图 13.7-403 0Cr18Ni10Ti 钢管持久强度曲线断裂应力与温度的关系

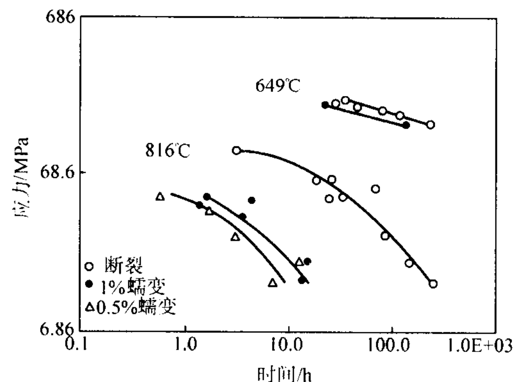


图 13.7-404 0Cr18Ni10Ti 薄板（1.3 mm 厚）在 649℃和 816℃的持久和蠕变强度

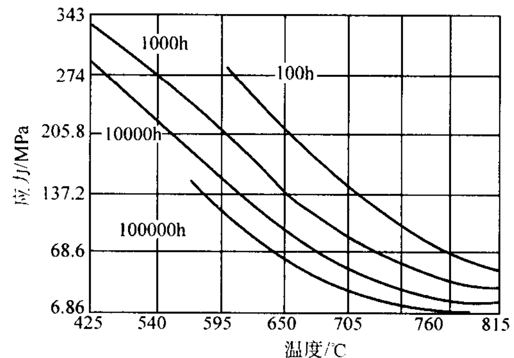


图 13.7-405 退火态 0Cr18Ni10Ti 薄板的持久强度与温度的关系

表 13.7-149 0Cr18Ni10Ti 的持久和蠕变性能数据

温度/℃	$\sigma_{b/1\,000}$/MPa	$\sigma_{b/10\,000}$/MPa	$\sigma_{b/100\,000}$①/MPa	$\sigma_{1/10\,000}$/MPa	$\sigma_{1/100\,000}$/MPa
480	340	295	—	—	—
540	290	235	—	—	—
595	200	145	105	115	11.5
650	130	85	50	65	6.5
705	75	40	30	35	3.5
760	45	25	17	17	2.0
815	30	15	10	10	—

① 外推数据。

表 13.7-150 1Cr18Ni9Ti 钢的耐腐蚀性能

介质	介质条件		试验时间/h	腐蚀时间/mm·a^{-1}
	浓度/%	温度/℃		
硝酸	30	20	720	0.007
	50~66	20	720	0
	93	43	720	0.05
	95	37~55	720	0.03
	97	55	720	0.76
	99	55	720	1.25
	99.67	55		<10.0
硫酸	2	50	68	0.016
	2	100	42	30~65
	5	50	~20	3.0~4.5
	5	100~105	16~43	3.3~15
	80	20	120	0.46
醋酸	1~浓	20~40		<0.1
	10			<0.1
	50			<0.1
	80			<3.0
磷酸	10			0.01
	28	80	20	0.67
	45			0.1~1.0
	60	60	72	1.7
	80	110		腐蚀深度过大
柠檬酸	1~50	20		<0.1
	5	140		<1.0
	50			<10.0
	95	20~140		<0.1
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 0.5	20	360	0.003
	H_2SO_4 78 HNO_3 0.5	90	360	0.05

续表 13.7-150

介质	介质条件		试验时间/h	腐蚀时间/mm·a^{-1}
	浓度/%	温度/℃		
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	20	360	0.001 8
	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	90	360	0.025 1
氢氧化钾	20	20~沸		<0.1
	50	20		<0.1
	50	沸		<0.1
	熔化的			>10.0
氢氧化钠	~12	100		0.004 4
	~35	100		0.008
重铬酸钾	25	20~沸		<0.1
氯化锰	10~50	100		<0.1
过氧化钠	10	20~沸		<0.1
亚硫酸钠	25~50	沸		<0.1
硫酸钠	5~饱和	100		<0.1
	熔化的	900		<0.3
硫	熔化的	130		<0.1
	熔化的	445		<0.3
硝酸银	10	沸		<0.1
氯	干燥的	20		<0.1
	干燥的	100		>10.0
漂白粉	潮湿的	40		0.48
氯化氢	干燥的	20~100		<1.0
	干燥的	100~500		<10.0

在硝酸生产中的试验结果为：硝酸氧化吸收塔挂片，40℃，1 994 h，0.01 mm/a；硝酸第一、四、五吸收塔挂片，28~40℃，6 290 h，≤0.01 mm/a；硝酸中和器挂片，120℃，6 290 h，0.370 0 mm/a。

表 13.7-151 0Cr18Ni10Ti 钢在各种介质中的应力腐蚀试样结果（U 形试样）

钢种	状态	42% $MgCl_2$ 沸腾	40% $CaCl_2$ 沸腾	20% NaCl + 1% $Na_2Cr_2O_7$	20% NaCl + 1% $NaNO_3$	20% NaCl + 1% Na_2O_2	饱和 H_2O + pH0.1 (HCl) 25℃	10N H_2CO_4 + 0.5 N HCl25℃	25% NH_4Cl + 100×10^{-6} H_2C，pH1 (HCl) 25℃	33% KCl 沸腾	50% LiCl 沸腾	36% NH_4Cl 沸腾	54% $ZnCl_2$ 沸腾
0Cr18Ni9 (SUS 304)	固溶	<24 <24 ●●	150 150 ●●	320 490 ●●	192 192 ●●	890 890 ○○	500 500 ●●	67 71 ●●	260 260 ●●	500 500 ○○	500 500 ○○	500 500 ○○	500 500 ○○
	敏化	<24 <24 ●●	110 110 ●●	150 150 ●●	120 480 ●●	890 890 ○○	168 168 ●●	—	500 500 ○○	—	—	—	—
00Cr18Ni10 (SUS 304L)	固溶	<24 <24 ●●	175 175 ●●	890 890 ●●	288 288 ●●	890 890 ○○	500 500 ●○	—	500 500 ●●	500 500 ○○	500 500 ○○	500 500 ○○	500 500 ○○
	敏化	<24 <24 ●●	110 150 ●●	175 890 ●●	288 480 ●●	890 890 ●○	500 500 ●●	—	500 500 ○○	—	—	—	—
0Cr18Ni10Ti (SUS 321)	固溶	<24 <24 ●●	220 630 ●●	890 890 ●●	120 120 ●●	890 890 ○○	260 250 ●○	—	500 500 ●●	500 500 ○○	500 500 ○○	500 500 ○○	500 500 ○○
	敏化	<24 <24 ●●	110 110 ●●	150 150 ●●	500 500 ●●	890 600 ○○	260 260 ●●	—	500 500 ○○	—	—	—	—

注：● 破裂；○ 未破裂，数字为试验时间。

固溶 1 050℃×5 min；敏化 固溶处理后 650℃×2 h，空冷。

00Cr18Ni10Ti 在高温高压水中的均匀腐蚀和金属释放速率数据如图 13.7-388～图 13.7～391 所示。

2）点腐蚀　0Cr18Ni10Ti 的耐点蚀性能和点蚀电位分别示于表 13.7-120 和图 13.7-485。

3）应力腐蚀　0Cr18Ni10Ti 在 42% 沸腾 $MgCl_2$ 的应力腐蚀行为见表 13.7-211。在各种介质中的应力腐蚀试验结果见表 13.7-151、图 13.7-406。为了比较列入了 0Cr18Ni9 和 00Cr18Ni10 钢的数据。

（8）抗辐照性能

0Cr18Ni10Ti 的抗辐照性能见图 13.7-358，当钛含量 W_{Ti} 大于 0.3% 时，其辐照后总应变有明显降低趋势。经辐照后的力学性能变化见表 13.7-152。

（9）工艺性能

钢的冷、热加工性能优良，适宜的热加工温度为 900～1 150℃，冷加工性能良好，可承受任何形式的冷加工和冷成形。生产板、管、丝、带、管、棒锻件等冶金产品不会出现特殊困难。

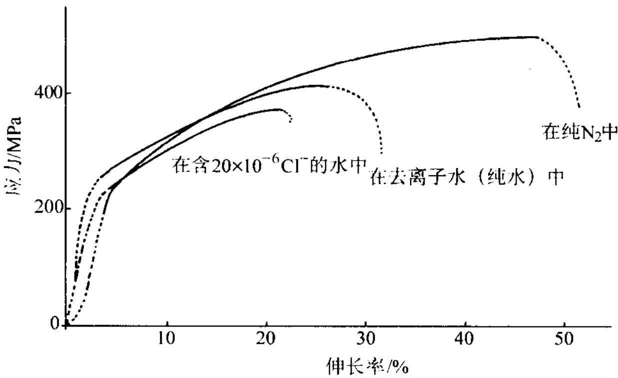


图 13.7-406　0Cr18Ni10Ti 钢板 SERT 曲线

表 13.7-152　中子辐照对一些奥氏体钢室温拉伸性能的影响

材　料	中子注量 (nvt)[①]	辐照温度 /℃	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			$\delta_{(25\ mm)}$/%			ψ/%		
			a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
0Cr18Ni10Ti	7.8×10^{19}	100	582	726	+24.7	214	622	+190	—	—	—	—	—	—
0Cr18Ni9（304）	2.5×10^{18}	204～206	635	633	0				70.8	58.5	-17.4	—	—	—
00Cr18Ni10（304L）	7.8×10^{19}	100	592	707	+19.4	167	518	+210	63	58	-7.9	74	73	-1.4
0Cr17Ni12Mo2（316）	2.5×10^{18}	204～260	617	610	-2.9	—	—	—	70	66.5	-5.0	—	—	—
00Cr17Ni12Mo2（316L）	7.8×10^{20}	21～27	545	1 036	+90	—	—	—	—	—	—	—	—	—

注：a：未辐照；b：辐照后；c：变化百分数。
①　中子密度。

钢的热处理工艺通常采用固溶退火，固溶温度为 950～1 150℃，冷却方式以水冷为宜，薄截面产品可以空冷，冷加工中间退火温度为 850～970℃，保温后快冷。此钢亦可采用稳定化处理，其处理温度为 850～930℃。

钢的焊接性良好，可采用通常的焊接方法进行焊接。手工电弧焊焊条可使用奥 132、奥 137、奥 022 或 E347—15（美国牌号）。焊后一般不需要热处理，锅炉钢管焊后要求进行 (1 121±28)℃，至少保温 15 min 的固溶退火处理。

（10）物理性能

表 13.7-153　0Cr18Ni10Ti 的物理性能

密度/g·cm⁻³		8.00				熔点/℃					1 398～1 427				
温度/℃	室温	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	204	197	192	186	181	178	172	167	163	158	154	149	143	139	134
切变模量 G/GPa		75.9	74.5	72.4	69.6	68.2	66.1	64.0	61.9	59.8	57.7	55.5	54.1	52.0	49.9

温度/℃	20	93	100	200	204	300	400	427	500	649	816	871
热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹	—	—	16.1	17.7	—	19.2	20.6	—	22.2	—	—	—
比热容 c/J·kg⁻¹·K⁻¹	469	—	—	—	528	—	—	561	—	586	628	—
电阻率 ρ/nΩ·m	730	—	—	—	860	—	—	1 000	—	1 130		1 230
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10⁻⁶K⁻¹	—	16.0	—	—	16.6	—	—	17.5	—	18.5	19.4	—

钢的物理性能列入表 13.7-153。

（11）应用

0Cr18Ni10Ti 广泛应用于化工和石油化工以及核工业的耐腐蚀部件和高温焊接构件。如反应器、管道、热交换器、大型锅炉过热器、再热器蒸汽管道等。

在核反应堆工程中可用于堆内构件、主管道、紧固件螺栓、热交换器管等。

2.1.11　0Cr18Ni11Nb（AISI347）

0Cr18Ni11Nb 是用铌稳定的奥氏体不锈钢。此钢耐晶间腐蚀和耐连多硫酸晶间应力腐蚀性能良好。在酸、碱、盐等腐蚀介质中的耐蚀性能基本同于含钛的 0Cr18Ni10Ti。由于其良好的耐蚀性能、焊接性能，因此广泛应用于石油化工、合成纤维、食品、造纸等工业部门。在热电厂和核动力工业中，用于大型锅炉过热器、再热器、蒸汽管道、轴类和各类焊接结构件。由于铌较钛不易烧损，此钢常常用作焊芯和焊带等焊接材料。

（1）钢的化学成分

见表 13.7-154。

（2）力学性能

在不同标准中所规定的 0Cr18Ni11Nb 室温拉伸性能值见表 13.7-155。一些实测数据见表 13.7-156。

（3）冷作硬化特性

表 13.7-154 相关标准中 0Cr18Ni11Nb 的化学成分（质量分数） %

标 准	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Co	Cu
GB/T 1220	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	17.00 / 19.00	9.00 / 13.00	≥10 × C%	—	—
ASTM	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	17.00 / 19.00	9.00 / 13.00	≥10 × C%	—	—
RCC-M 3309	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	17.00 / 20.00	9.00 / 13.00	≥8 × C% ≤1.00	≤0.20	≤1.00

表 13.7-155 不同标准所规定的 0Cr18Ni11Nb 的室温拉伸性能

标 准	材料类型和状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB/T 1220	≤250 mm 棒材 980～1 150℃快冷	≥520	≥205	≥40	≥60	≤187	≤90	≤200
ASTM 276 473	热加工棒、锻材，退火	≥515	≥205	≥40	≥50	—	—	—
	≤ϕ13 mm 冷加工棒，退火	≥620	≥310	≥30	≥40	—	—	—
	≥ϕ13 mm 冷加工棒，退火	≥515	≥205	≥30	≥40	—	—	—
	管、板、带，退火	≥515	≥205	≥40	—		≤92	
ASTM 276、473	锻 件	≥480 —	≥210 ≥140①	≥40 —	≥30 —			—

① 350℃的保载 5 min 的屈服强度。

表 13.7-156 0Cr18Ni11Nb 的室温力学性能实测值

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
1 100℃水冷	539/632	235/304	40/57	63.5/75.5	—
固溶	637	217	55	72	171

冷加工可使钢的强度明显提高，并伴随着塑韧性下降，可根据使用要求选用适宜的冷变形程度，以获取满意的强度和塑韧性配合，详见表 13.7-157。冷加工使钢的磁性增加，见表 13.7-158。

表 13.7-157 冷加工对 0Cr18Ni11Nb 钢室温力学性能的影响

冷加工变形量/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
0	675	274	50
10	731	548	32
20	858	745	13
30	998	886	8
40	1 111	970	5
50	1 181	1 005	4
60	1 209	1 041	3

表 13.7-158 冷加工的 0Cr18Ni11Nb 的磁导率变化

冷加工变形量/%	磁导率	
	H = 4 000 A/m	H = 16 000 A/m
0	1.003 7	1.004 4
13.5	1.007 4	1.008 8
40	1.062	1.088
60	1.245	1.445
90	1.97	4.12

（4）低温力学性能

0Cr18Ni11Nb 具有良好的低温力学性能，在 -196℃仍具有良好的塑韧性，示于表 13.7-159 和图 13.7-407～图 13.7-410。

表 13.7-159 0Cr18Ni11Nb 的低温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
0	785	282	65	76	176
-20	894	301	56	74	193
-50	1 024	315	50	70	178
-100	1 202	304	42	70	152
-140	1 323	306	40	65	135
-196	1 564	273	38	58	124

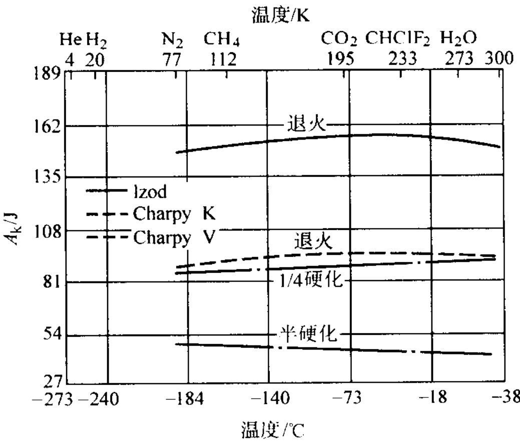


图 13.7-407 0Cr18Ni11Nb 的低温冲击吸收功

（5）疲劳性能

0Cr18Ni11Nb 的弯曲疲劳强度为 269 MPa，低周疲劳曲线如图 13.7-411 所示。

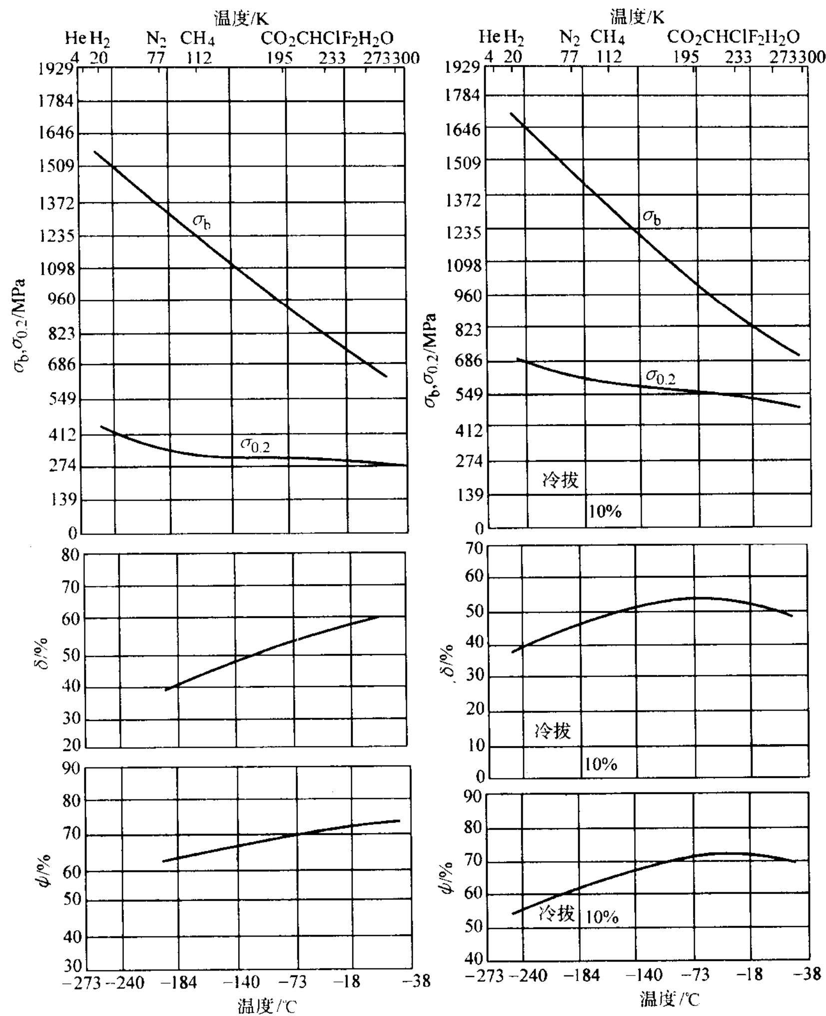


图 13.7-408 退火和冷加工态 0Cr18Ni11Nb 的低温力学性能

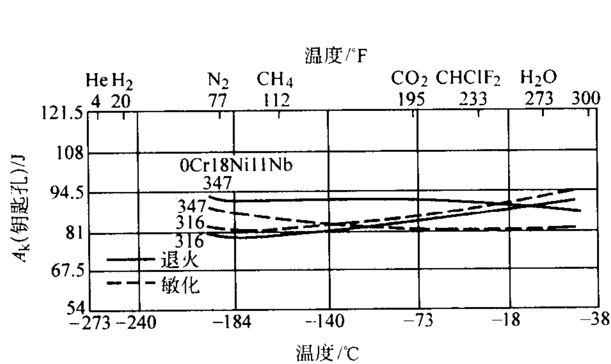


图 13.7-409 敏化（650℃×2 h）对 0Cr18Ni11Nb 低温冲击吸收功的影响

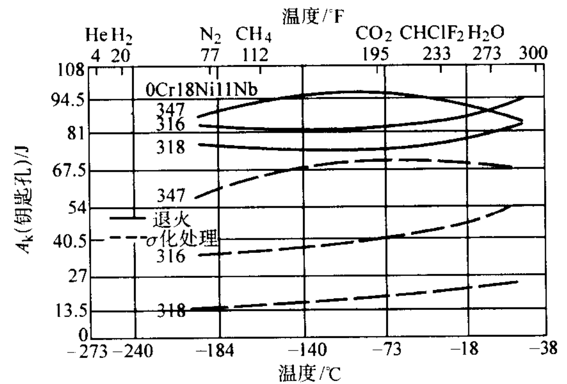


图 13.7-410 σ 相化处理（732～900℃）对 0Cr18Ni11Nb 低温冲击吸收功的影响

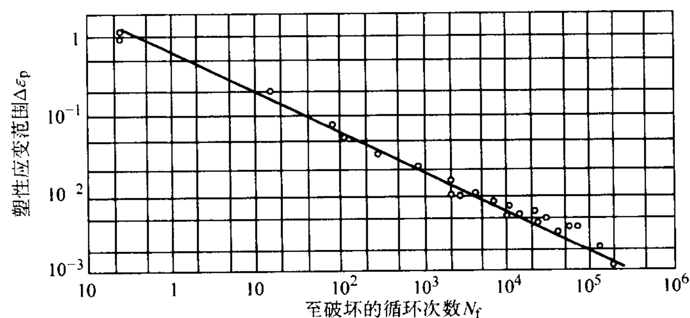


图 13.7-411 0Cr18Ni11Nb 低周疲劳曲线（塑性应变比与破坏时间的关系）

(6) 高温力学性能

0Cr18Ni11Nb的高温瞬时拉伸性能见表13.7-160。持久和蠕变性能如图13.7-412～图13.7-416所示。

表13.7-160 0Cr18Ni11Nb的高温瞬时力学性能

热处理制度	温度/℃	高温力学性能				
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
1 050℃水冷	20	559～637	235～274	53～61	63～69	206～274
	500	392～429	147～216	28～36	56～66	235～284
	600	362～382	137～186	28～34	54～65	245～304
	650	304～363	118～167	31～38	54～61	235～314
	700	245～304	—	31～42	44～60	245～294

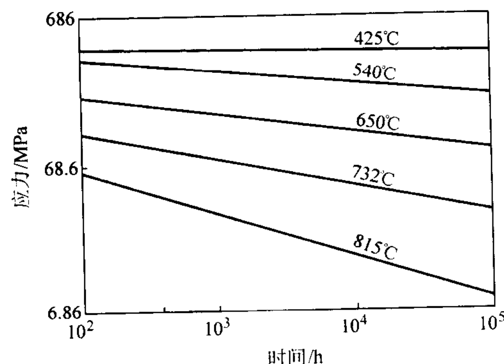


图13.7-412 0Cr18Ni11Nb退火棒材的持久强度

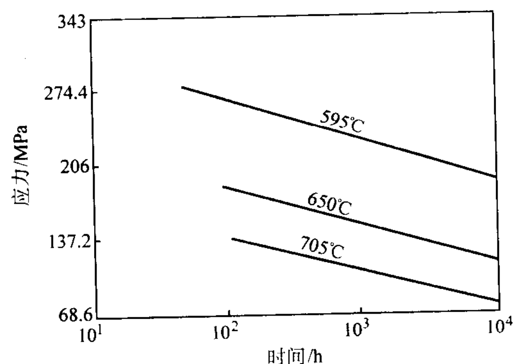


图13.7-413 0Cr18Ni11Nb退火管材的持久强度

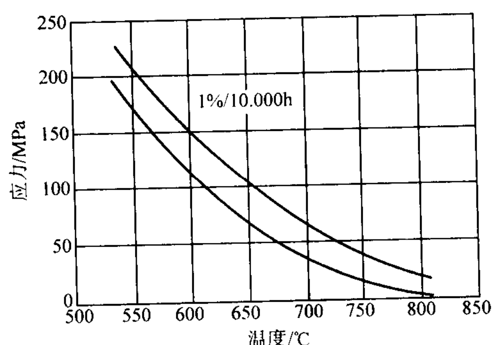


图13.7-414 退火态0Cr18Ni11Nb钢蠕变强度

(7) 耐蚀性

1) 均匀腐蚀 0Cr18Ni11Nb的耐蚀性见表13.7-161。

0Cr18Ni11Nb在压水反应堆冷却剂的腐蚀见表13.7-162～表13.7-165。

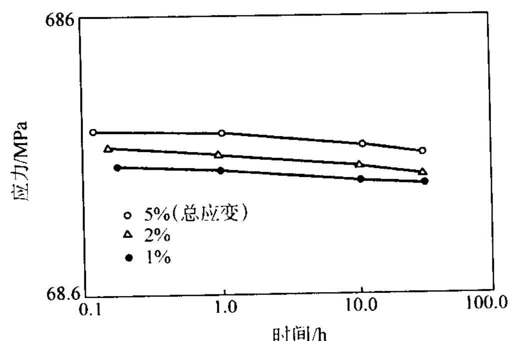


图13.7-415 退火的0Cr18Ni11Nb薄板(1.27 mm) 650℃的总蠕变应变曲线

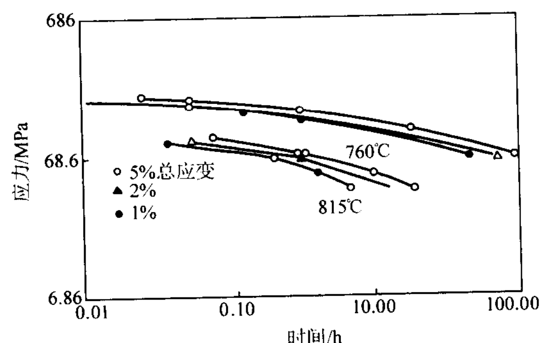


图13.7-416 退火的0Cr18Ni11Nb薄板(1.27 mm) 760℃和815℃的总蠕变应变强度曲线

表13.7-161 0Cr18Ni11Nb的耐蚀性

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	0.5～99	20		<0.1
	7～37	沸腾		0.1～0.9
	65	沸腾		<0.1
	93	37	720	0.01
	93	55	720	0.21
	97	37	720	0.22
	97	55	720	0.76
	99	37	720	0.58
	99	55	720	1.25
	99.67	沸腾	720	<10.0
硫酸	1	20		<0.1
	1	85		3.0～0.0
	5	20		<1.0
	5	50		<3.0
	5	80	1.0～3.0	
	10	20		<3.0
	10	80		>10.0
	20	20		<3.0
	20	60		>10.0
磷酸	1～90	20		<0.1
	10	沸腾		<0.1
	25	85		<0.1
	40	100		<0.1
	65	110		>10.0
	80	60		<0.1
	80	110		>10.0
	90	80		<0.1
	90	110		>10.0

续表 13.7-161

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
介质	浓度/%	温度/℃		
盐酸	0.2~10	20		<0.1
	1	50		<3.0
	3	60		3~10
	10	60		>10.0
	20	20		<3.0
	20	60		>10.0
	30	20		>10.0
醋酸	10~100	20~90		<0.1
	10	沸腾		<1.0
	25	沸腾		1~3
	50	沸腾		<3.0
	80	沸腾		1~3
柠檬酸	1~50	20		<0.1
	5	140（3个大气压）		<1.0
	50	沸腾		<10.0
蚁酸	50~100	20		<0.1
	50	沸腾		>10.0
	80	沸腾		>3.0
	100	沸腾		>1.0
氢氧化钠	10~50	90		<0.1
	20	沸腾		<0.1
	30	沸腾		0.1~1.0
	40	100		<1.0
氢氧化钠	60	120		<1.0
	70	沸腾（181）		<3.0
	90	300		<3.0
	熔体	318		3~10
氢氧化钠	25	沸腾		<0.1
	50	沸腾		<1.0
	68	120		<0.1
	熔体	300		3~10

表 13.7-162 0Cr18Ni11Nb 在压水堆冷却剂中的腐蚀

温度/℃	试样状态	气体溶解量/$mL \cdot kg^{-1}$		pH	添加剂	腐蚀速率①/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
		O_2	H_2			
260	机加工	—	75	7	—	1
305	电抛光	—	500	11	—	2
305	酸洗	—	500	11	—	4
260	敏化	—	200	11	LiOH	5
260	敏化、打磨	—	—	7~10	—	5
204~316	敏化、打磨	—	—	7~10	—	5
260	敏化、打磨	—	100	6~9	0.7~4.22 g/L H_3BO_3	-12（未脱膜）
金属向水中的转移速率						
288	固溶后细磨	<0.04	50	9.5	NH_4OH	5
343	固溶后细磨	<0.05	50	9.5	NH_4OH	4

① 脱膜样品。

表 13.7-163 0Cr18Ni11Nb 在压水反应堆冷却剂堆内腐蚀

试样状态	中子积分通量	温度/℃	气体溶解量/$mL \cdot kg^{-1}$		pH	添加剂	腐蚀速率①/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
			O_2	H_2			
酸洗或电抛光	7.5×10^{16}	305	—	500	11	—	2
—	3.0×10^{19}	282	—	—	—	—	-1
电抛光	3.3×10^{19}	282	—	—	—	—	-1
酸洗	1.4×10^{20}	316	<0.3~1	25	4.5~9.5	NH_3，HNO_3	5

① 脱膜样品。

表 13.7-164 0Cr18Ni11Nb 在钠中的腐蚀

温度/℃	动态	静态	溶解氧	时间/h	重量变化速率①/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
510	×		—	—	<-10
593	×		—	500	+146
593		×	—	500	+22
649	×		—	—	<-10
704		×	—	—	<-10
1 000		×	—	400	+1 870
500			100×10^{-6}	—	<-10
500			$1\,000 \times 10^{-6}$	—	-50
500			$5\,000 \times 10^{-6}$	—	-50

① 样品未脱膜。

表 13.7-165 0Cr18Ni11Nb 在 He 中的腐蚀

介质条件	温度/℃	时间/h	重量变化/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
$250 \times 10^{-6}CO + 250 \times 10^{-6}H_2$	650	2 000	+21
$250 \times 10^{-6}CO + 250 \times 10^{-6}H_2$	760	3 000	+42
$2\,500 \times 10^{-6}CO + 2\,500 \times 10^{-6}H_2$	650	1 500	+8
$2\,500 \times 10^{-6}CO + 2\,500 \times 10^{-6}H_2$	760	1 500	+35

2）应力腐蚀 00Cr18Ni11Nb 在 $MgCl_2$，含氧 NaCl 水溶液以及苛性介质的应力腐蚀行为如图 13.7-417~图 13.7-419 所示。

（8）抗辐照性能

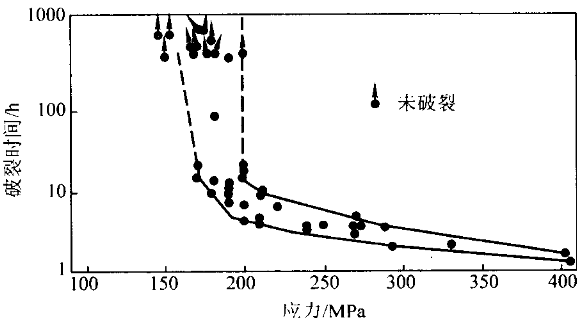


图 13.7-417 应用应力对 0Cr18Ni11Nb（固溶和电抛光态）$MgCl_2$ 中应力腐蚀性能的影响

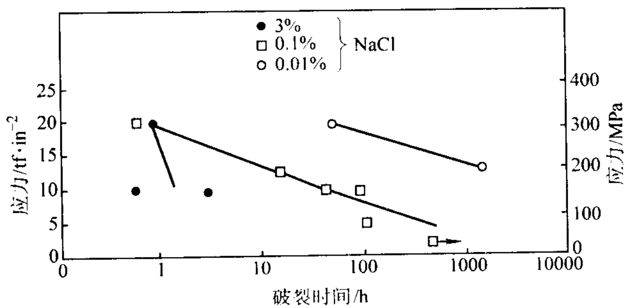


图 13.7-418 氯化物浓度对 0Cr18Ni11Nb 在 250℃含氧氯化物溶液中 SCC 敏感性的影响

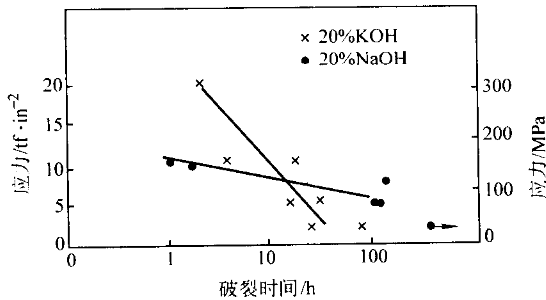


图 13.7-419 应用应力对 0Cr18Ni11Nb 在 300℃ KOH 和 NaOH 溶液中 SCC 行为的影响

0Cr18Ni11Nb 在中子辐照条件下的性能变化规律同一般奥氏体不锈钢，主要受辐照温度和中子通量的影响，一些辐照数据示于表 13.7-166 和图 13.7-420。

(9) 工艺性能

0Cr18Ni11Nb 的加工性能类似于 0Cr18Ni10Ti，可进行通常的冷热成形操作。

表 13.7-166 0Cr18Ni11Nb 中子辐照对其力学性能的影响

温度/℃	中子通量（nvt）①	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			$\delta_{(25\ mm)}$/%			ψ/%		
		a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
100	3.9×10^{19}	670	788	+176	254	662	+161	49	25	-48.5	71	62	-12.7
204~260	2.5×10^{18}	679	707	+5.6	—	—	—	56.6	54.5	-3.7	—	—	—
90	1.2×10^{20}	670	775	+15.7	334	713	+114	53.4	33.9	-36.5	77.1	73.4	-4.8
90	1.2×10^{20}	1 125	1 358	+20.7	1 027	1 351	+31.6	17.5	11.0	-37.2	60.6	55.3	-8.7
38	2.4×10^{20}	616	748	+21.4	390	672	+72.4	69.4	51.6	-25.6	81.5	78.5	-8.7
38	7.2×10^{20}	616	753	+22.2	390	667	+77.1	69.4	50.6	-27.1	81.5	77.8	-4.5
38	2.6×10^{21}	616	735	+19.4	390	691	+77.2	69.4	44	-36.5	81.5	65	-20.2
38	3.8×10^{21}	616	791	+28.4	390	733	+88	69.4	32	-53.3	81.5	74.0	-9.2
257	3.0×10^{18}	890	947	+6.3	—	—	—	—	—	—	—	—	—
257	3.0×10^{19}	890	1 063	+19.5	—	—	—	—	—	—	—	—	—
257	4.3×10^{20}	890	1 200	+34.9	—	—	—	—	—	—	—	—	—
257	2.9×10^{18}	1 608	1 887	+17.3	—	—	—	—	—	—	—	—	—
257	1.2×10^{20}	1 608	1 852	+15.2	—	—	—	—	—	—	—	—	—

注：a：未辐照的对比试样；b：辐照后的性能；c：变化率，%。
① 中子密度。

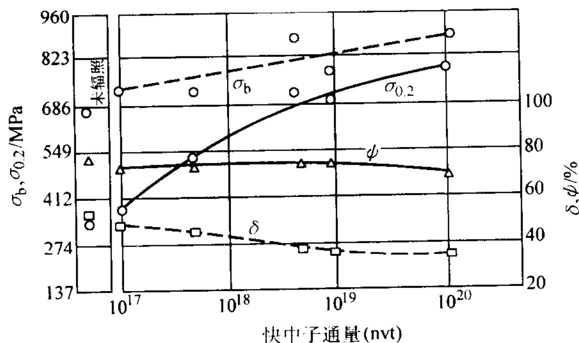


图 13.7-420 0Cr18Ni11Nb 在快子中子暴露对其力学性能的影响

1) 热加工 开始加工温度 1 150~1 200℃，终加工温度应大于 900℃，适宜的热加工温度范围为 950℃~1 150℃。

2) 冷加工 冷变形性能良好，可进行冷轧、冷拔、冷镦、弯曲、卷边、折叠等各种冷作成形操作，其极限拉伸系数为 2.08，工作拉伸系数为 1.8~1.9。由于钢的冷作硬化能力较强，当冷变形量大时应进行中间退火，以利于后步加工。

3) 热处理 钢的固溶处理温度范围为 1 000~1 200℃，可根据不同技术要求进行选择最佳热处理温度，固溶处理后应快速冷却。钢的稳定化处理温度为 850~900℃。

4) 焊接 钢的焊接性能良好，可采用通常使用的焊接方法进行焊接，焊条可采用奥 102、奥 107、奥 132 和奥 137，焊后一般不需要热处理，焊接接头可通过晶间腐蚀检验。对于锅炉钢管焊后要求进行 (1 177±28)℃×30′固溶处理。

(10) 物理性能

0Cr18Ni11Nb 的物理性能见表 13.7-167。

(11) 应用

0Cr18Ni11Nb 既可以作为耐蚀材料使用又可作为耐热钢使用，广泛应用于火电厂、石油化工等化学加工工业，用以制作容器、管道、热交换器、轴类等设备和部件，同时作为焊接材料应用于不锈钢焊接。

在反应堆工程中可以制作主泵轴，冷却剂管道，1、2、3 类设备用锻件，板材，管、棒材等。

2.1.12 0Cr25Ni20（AISI310S）、00Cr25Ni20（310L）和 00Cr25Ni20Nb

0Cr25Ni20 是高铬镍奥氏体不锈钢，在氧化性介质中具

表 13.7-167 0Cr18Ni11Nb 的物理性能

密度/g·cm^{-3}		8.00				熔点/℃					1 398 ~ 1 427				
温度/℃	室温	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	204	193	93	188	184	179	174	169	165	160	155	150	146	141	136
切变模量 G/GPa		77.3	75.2	73.1	71.0	68.9	66.8	64.7	62.6	60.5	58.4	56.9	54.8	52.7	50.6
泊松比	—	—	0.30	—	0.31	—	0.29	—	0.33	—	0.31	—	0.35	—	0.28
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	431	—		490	—	—	—	561	—	—	—	607	—	—	657
电阻率 ρ/nΩ·m	730	800	—	880	—	910	—	990	—	1 070	—	1 110	—	1 160	1 200
线胀系数（与20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	16.5	—	17.0	—	—	—	18.0	—	—	—	18.7	—	—	—

有优良的耐蚀性，同时具有良好的高温力学性能，因此它既可用于耐蚀部件又可用于高温部件。

00Cr25Ni20 是在 0Cr25Ni20 基础上发展起来的超低碳奥氏体不锈钢，改善了 0Cr25Ni20 的耐晶间腐蚀能力，此钢主要用于耐强氧化性酸性环境腐蚀的设备、装置和部件，解决了焊后耐蚀性劣化问题。

00Cr25Ni20Nb 是在 00Cr25Ni20 基础上添加铌的钢种，由于此类钢镍量较高，降低了碳在奥氏体中的溶解度，为达到提高钢的耐晶间腐蚀性能，可将碳进一步降低或者加入铌，此钢采用加入铌的手段，用以进一步改善钢的敏化态的耐晶间腐蚀能力。

由于上 3 个钢号的铬、镍含量均较高，因此其耐点蚀和氯化物应力腐蚀能力也优于通常的 18-8 型不锈钢。

（1）化学成分

钢的化学成分见表 13.7-168。

表 13.7-168 0Cr25Ni20、00Cr25Ni20 和 00Cr25Ni20Nb 的化学成分（质量分数） %

钢号名称	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb
0Cr25Ni20	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035①	≤0.030	24.00/26.00	19.00/22.00	—
00Cr25Ni20	≤0.02	≤0.8	≤0.8	≤0.02	≤0.015	24.50/26.00	22.00/22.00	—
00Cr25Ni20Nb	≤0.03	≤0.8	≤1.80	≤0.02	≤0.015	24.50/26.00	20.00/22.00	0.20/0.35

① ASTM 中的 P 为≤0.045。

（2）室温力学性能

不同标准中所规定的室温力学性能指标见表 13.7-169。实测数据见表 13.7-170 和表 13.7-171。

表 13.7-169 不同标准中所规定的室温力学性能

钢 号	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
0Cr25Ni20	退火（1 030 ~ 1 180℃）	≥520	≥205	≥40	≥50	≤187
00Cr25Ni20	固溶态	500/700	≥210	≥35	—	
00Cr25Ni20Nb	固溶态	500/700	≥210	≥35	≥50	≤187

表 13.7-170 0Cr25Ni20 的典型室温力学性能

材料类型	热处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
薄板、带	固溶退火	652	309	45	—	85HRB
中板	固溶退火	652	309	50	65	170
棒	固溶退火	652	309	50	65	185

表 13.7-171 00Cr25Ni20Nb 的室温力学性能

类 型	热处理状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%
锻造棒材	1 080℃ × 30 min 水冷	570 ~ 585	230	46.3 ~ 47.5	76.8 ~ 78.3
锻造棒材	1 080℃ × 30 min 水冷 + 650℃ × 60 min 空冷	580 ~ 585	225 ~ 235	46.3 ~ 48.6	74.3 ~ 75.3
锻造棒材	1 080℃ × 30 min 水冷 + 650℃ × 60 min 空冷	580 ~ 585	240 ~ 250	44.2 ~ 44.7	72.4 ~ 74.8
6 mm 中板	1 050 ~ 1 080℃水冷，冶金厂供货态	580 ~ 585	265 ~ 270	46.5 ~ 51.5	—

0Cr25Ni20 高温时效后的冲击性能的变化如图 13.7-421 所示。由于 σ 相析出，导致了冲击强度明显下降。

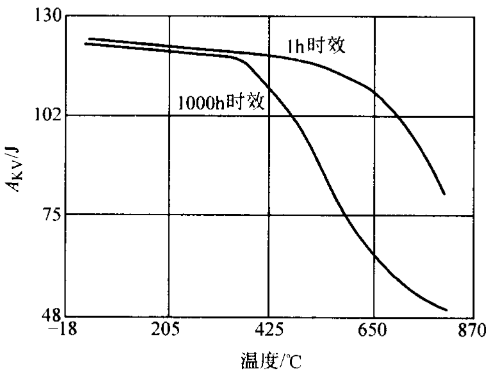


图 13.7-421 高温时效温度和时间对 0Cr25Ni20 夏比 V 形缺口冲击吸收功的影响
（25 mm 圆棒，1 180℃固溶水冷）

（3）冷作硬化特性

0Cr25Ni20 的冷作硬化特性如图 13.7-422 所示。另外两个牌号的冷作硬化行为与其相似，可参考 0Cr25Ni20 的数据。

（4）低温力学性能

3 个牌号均属高铬镍奥氏体不锈钢，在低温下具有良好的组织稳定性，因此其低温力学性能较好，其低温塑韧性优于 18-8 型不锈钢。

0Cr25Ni20 的低温力学性能见表 13.7-172。

（5）疲劳和断裂韧性

0Cr20Ni20 的疲劳裂纹扩展速率见表 13.7-173。

0Cr25Ni20 的断裂韧性数据示于表 13.7-174 和图 13.7-423。

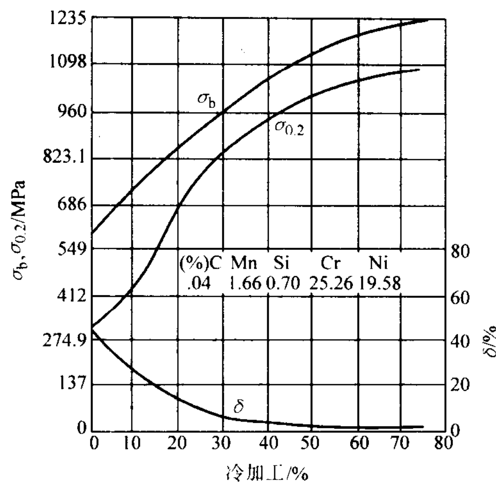


图 13.7-422　0Cr25Ni20 的冷作硬化特性

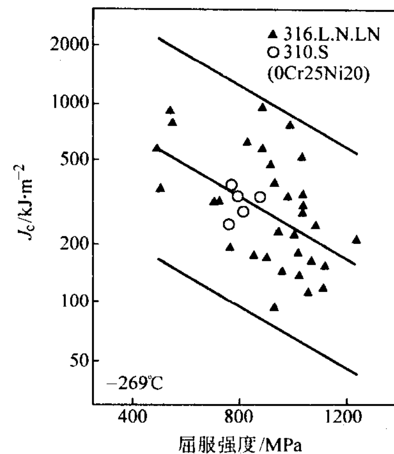


图 13.7-423　0Cr25Ni20 在 −269℃的断裂韧性与屈服强度的关系

表 13.7-172　0Cr25Ni20 锻件（横向）的低温力学性能

温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	缺口抗拉强度($Kt=10$) /MPa
24	585	260	54	71	800
−196	1 100	605	72	52	1 350
−269	1 300	815	64	45	1 600

表 13.7-173　0Cr25Ni20 疲劳裂纹扩展速率 da/dN
（紧凑拉伸试样）

试样状态	取向	频率 /Hz	应力比 R	温度 /℃	C① /mm·次$^{-1}$	n①	估计 ΔK 范围/ MPa·m$^{1/2}$
退火板	T−L	20～28	0.1	−196 −269	1.1×10^{-10}	3.7	25～80
		10	0.1	−196 −269	1.4×10^{-10}	3.75	24～71
		20～28	0.1	24	3.5×10^{-11}	4.4	24～35
		20～28	0.1	24	4.7×10^{-9}	3.0	35～60
用 E310～16 SMA 焊接		10	0.1	−196 −269	7.8×10^{-13}	5.15	27～66

①　C 和 n 为 $da/dN=C(\Delta K)^n$ 中的常数项。

表 13.7-174　0Cr25Ni20 的断裂韧性

试样状态	类型	$\sigma_{0.2}$ /MPa	取向	在 −269℃的 K_{1C} (J) /MPa·m$^{1/2}$
退火板	板	261	T−L	262
SMA 焊	焊件	—		118

（6）高温力学性能

0Cr25Ni20、00Cr25Ni20 和 00Cr25Ni20Nb 的高温瞬时拉伸性能见表 13.7-175～表 13.7-177。

0Cr25Ni20 的高温长时力学性能示于表 13.7-178 和图 13.7-424。

（7）耐蚀性

1）均匀腐蚀　Cr25Ni20 奥氏体不锈钢具有良好的耐氧化性酸介质腐蚀的性能。实践结果表明，在硝酸中，当其浓

表 13.7-175　00Cr25Ni20 的高温拉伸性能

温度/℃	$\sigma_{0.2}$	屈服强度/MPa	$\sigma_{1.0}$
100	≥180	—	≥210
200	≥160	—	≥190
300	≥145	—	≥170
400	≥135	—	≥160

表 13.7-176　00Cr25Ni20Nb 的高温拉伸性能
（棒材，1 080℃×30 min 水冷）

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
100	510～515	185～195	43.6～45.8	75.8～76.8
200	465～470	160～165	41.4～43.8	76.1～76.4
300	440～445	144	42.0～44.0	74.8～76.4
350	440	130	39.8～43.8	74.9～75.9
400	455	130	43.4～44.4	69.8～71.2

表 13.7-177　0Cr25Ni20 的高温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
21	625	290	47	70
150	600	240	39	70
205	585	230	38	69
260	570	220	37	69
315	565	205	37	69
370	560	200	37	67
425	525	185	36	63
480	515	180	34	61
540	495	165	33	55
595	480	150	33	50
650	385	145	35	45
705	340	140	36	40
760	285	130	37	39
815	235	125	50	38
870	185	110	45	37
925	215	—	50	40
980	90	—	57	40

表 13.7-178 0Cr25Ni20 持久和蠕变强度

温度/℃	$\sigma_{b/1000}$ /MPa	$\sigma_{b/10000}$ /MPa	$\sigma_{b/100000}$ /MPa	$\sigma_{1/10000}$ /MPa	$\sigma_{1/100000}$ /MPa
540	220	170	125	140	90
595	160	110	83	105	55
650	110	69	55	55	40
705	69	40	35	35	30
760	50	30	20	15	15
815	35	15	7	7	—
870	20	7	—	—	—
980	7	—	—	—	—

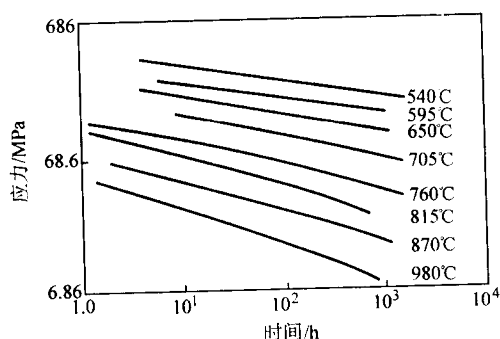


图 13.7-424 0Cr25Ni20 持久强度曲线
(25 mm 圆棒，1 080℃固溶水冷)

度≤70%时，钢的耐蚀性主要由钢中的铬含量所决定，在更高浓度的硝酸中或含有氧化剂的硝酸中，单纯靠铬的合金化已难以达到提高耐蚀性的目的。在强氧化性介质中必须控制钢中的杂质含量（如 Si、P、S 等），以提高其耐非敏态晶间腐蚀的能力。00Cr25Ni20 在硝酸中的等腐蚀图如图 13.7-425 所示。其他耐均匀腐蚀数据示于表 13.7-179 和图 13.7-426～图 13.7-428。

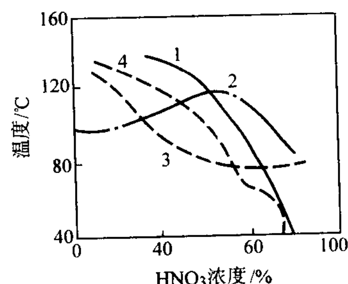


图 13.7-425 0Cr25Ni20（Nb）钢在硝酸中的等腐蚀图，并与 00Cr18Ni10 和 00Cr18Ni14Si4 钢相比较
曲线处腐蚀速率为≤0.10 mm/a
1—00Cr25Ni20Nb 2—沸腾曲线
3—00Cr18Ni14Si4 4—00Cr18Ni10

2）晶间腐蚀 00Cr25Ni20Nb 具有良好的耐晶间腐蚀性能，在 65%沸腾硝酸中，敏化态（650℃ × 60 min 空冷）与固溶态具有相同的耐蚀性（图 13.7-426）。00Cr25Ni20 亦具有良好的耐晶间腐蚀性能（图 13.7-429）。

表 13.7-179 00Cr25Ni20Nb 在硝酸中的腐蚀率

介 质	试验温度 /℃	试验时间 /h	钢 种	腐蚀率/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$ 固溶态	腐蚀率/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$ 敏化态
65% HNO_3	沸 腾	5 × 48 5 × 48 3 × 48	00Cr18Ni10 00Cr25Ni20 00Cr25Ni20Nb	0.172 0.06～0.07 0.1	0.454 0.21 0.1
70% HNO_3	沸腾	24 + 72 + 72	00Cr25Ni20Nb	0.09	—
80% HNO_3	85	24 + 72 + 72	00Cr25Ni20Nb	0.19	—
98% HNO_3	50	24 + 72 + 72	00Cr25Ni20Nb	0.50	—
7 mol/L HNO_3 - 0.05 mol/L $Hg(NO_3)_2$	沸腾	24 + 72 + 72	00Cr25Ni20Nb	0.036	—
8 mol/L HNO_3 - 1.15 mol/L Na^+ - 0.4 mol/L Fe^{2+} - 0.22 mol/L SO_4^{2-} - 0.01 mol/L CrO_4^{2-}	95～105	1 858	00Cr25Ni20Nb	0.018	0.020

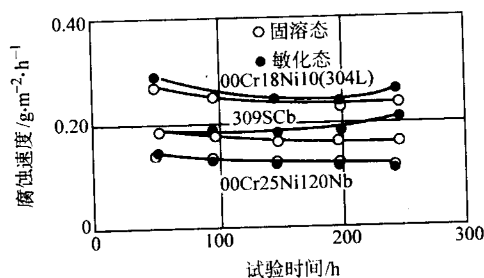


图 13.7-426 00Cr25Ni20Nb，309Cb，00Cr18Ni10 在沸腾 8 mol/L HNO_3 - 0.42 mol/L Fe^{3+} - 0.83 mol/L SO_4^{2-} - 1.3 mol/L Na^+ 中的腐蚀动力学曲线

3）耐点蚀性能 00Cr25Ni20 具有良好的耐点蚀性能，其点蚀电位远高于 00Cr19Ni10，（图 13.7-430）。

4）耐应力腐蚀性能 00Cr25Ni20 的耐应力腐蚀性能同样优于 00Cr19Ni10（图 13.7-431）。

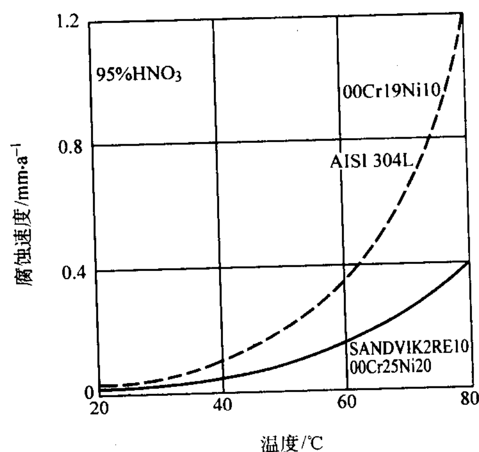


图 13.7-427 00Cr25Ni20 在 95% HNO_3 中的耐蚀性

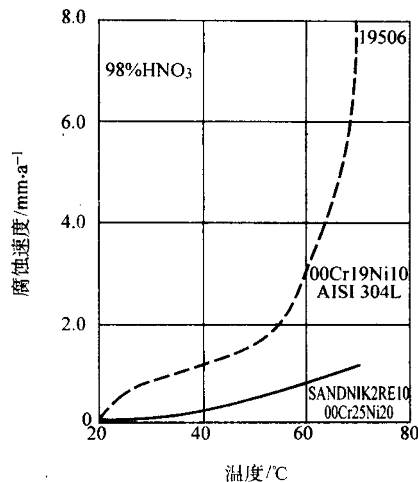


图 13.7-428 00Cr25Ni20 在 98% HNO_3 中的耐蚀性

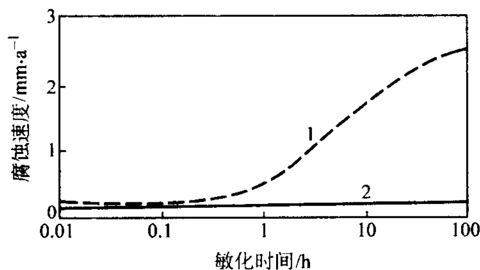


图 13.7-429 经 675℃不同时间敏化，00Cr25Ni20 钢耐 65% 沸腾 HNO_3 性能变化

1—00Cr18Ni10；2—00Cr25Ni20

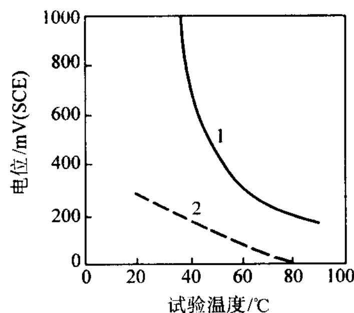


图 13.7-430 在 3% NaCl 溶液中（充氧），00Cr25Ni20 钢的点蚀电位

扫描速度：20 mV/min

1—00Cr25Ni20；2—00Cr19Ni10

(8) 工艺性能

00Cr25Ni20，00Cr25Ni20Nb，0Cr25Ni20 的工艺性能良好，与 18-8 型不锈钢无显著差别。

1) 热加工　适宜的热加工温度范围为 900 ~ 1 150℃。

2) 冷加工　此类钢适用于各种冷加工操作，冷加工的中间热处理温度以 1 000 ~ 1 150℃为宜，其冷成形性能类似于 18-8 型不锈钢。

3) 热处理　固溶处理温度为 1 000 ~ 1 150℃，含铌钢种宜取上限温度。消除应力退火温度为 850 ~ 950℃，保温 10 ~ 15 min 后空冷。

4) 焊接　3 个钢号的焊接性良好，可采用 TIG，MIG 和手工电弧焊等方法进行焊接，在通常情况下，不需焊前预热，在各种焊接方法中，手工电弧焊更为合适。焊件厚度

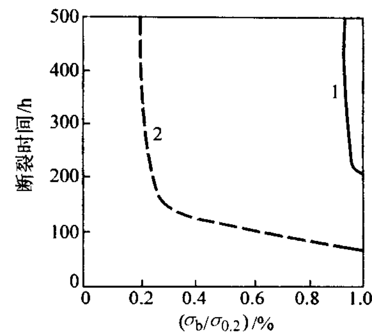


图 13.7-431 在 100℃40% $CaCl_2$ + 1g/L$CuCl_2$ 溶液中，00Cr25Ni20 钢的耐应力腐蚀性能

1—00Cr25Ni20；2—00Cr18Ni10

≤6 mm 时，选用直径 2.5 mm 焊条，焊件厚度超过 6 mm 时，则宜选用直径≤3.2 mm 焊条。焊接材料以高纯 00Cr25Ni20 (Nb) 为佳。由于钢的洁净度高加之碳含量低，不存在纯奥氏体钢的焊接热裂倾向，但含铌的钢种，相对具有较高焊接热裂倾向。在 00Cr25Ni20 (Nb) 管板堆焊时，推荐使用 00Cr25Ni20Mn4Mo2N 焊接材料。

(9) 物理性能

0Cr25Ni20、00Cr25Ni20、00Cr25Ni20Nb 的物理性能见表 13.7-180。

表 13.7-180 0Cr25Ni20、00Cr25Ni20、00Cr25Ni20Nb 的物理性能

项　目	0Cr25Ni20	00Cr25Ni20	00Cr25Ni20Nb
密度/g·cm⁻³	8.0	8.0	7.94
弹性模量/GPa			
20℃	200	170	167
200℃	—	120	118
400℃	—	110	108
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$①			
20 ~ 100℃	15.9	15.7	15.4
20 ~ 200℃	—	16.0	16.1
20 ~ 300℃	16.2	16.3	16.4
30 ~ 538℃	17.0	—	—
热导率/$W·m^{-1}·K^{-1}$			
20℃	—	14	13.8
100℃	14.2	15	14.7
200℃	—	16	—
300℃	—	17	17.6
400℃	—	19	—
500℃	18.7	—	—
比热容/$J·kg^{-1}·K^{-1}$			
0 ~ 100℃	500	—	—
50 ~ 100℃	—	500	—
250 ~ 300℃	—	540	—
450 ~ 500℃	—	590	—
熔点范围/℃	1 400 ~ 1 450	—	—

① 0Cr25Ni20 的线胀系数是从 0℃至某温度。

(10) 应用

在强氧化性的腐蚀环境中，当00Cr19Ni10的耐蚀性不能满足要求的情况下，可选用此类钢种，例如硝酸生产厂的尾气预热器、加热器，冷却器和冷凝器等；硝酸铵厂的硝酸预热器；三聚氰胺厂的反应热蛇形管；丙烯酸纤维厂的硝酸冷凝器、硝酸再沸器；己二酸工厂的再沸器；氧化铀生产中的硝酸设备。在核燃料后处理工厂的高放射废物用的浓缩装置已广泛使用00Cr25Ni20Nb，效果良好。

2.1.13 0Cr17Ni12Mo2（AISI316）和00Cr17Ni14Mo2（AISI316L）

0Cr17Ni12Mo2和00Cr17Ni14Mo2属于奥氏体不锈钢，不能通过热处理手段予以强化，它们具有良好的强度、塑性、韧性和冷成形性能以及良好的低温性能。由于在Cr18Ni8基础上加入质量分数为2%的Mo，赋予了钢的良好的耐还原性介质和耐点腐蚀能力。在各种有机酸、无机酸、碱、盐类（如亚硫酸、硫酸、磷酸、醋酸、甲酸、卤素盐等），海水中均具有适宜的耐蚀性。在还原性酸性介质中其耐蚀性远优于0Cr18Ni19和00Cr19Ni10。

0Cr17Ni12Mo2和00Cr17Ni14Mo2，两者的差别主要表现在前者碳含量较高，后者为超低碳型奥氏体不锈钢，为了组织平衡，后者的镍较高。两者相比较，00Cr17Ni14Mo2具有良好的耐敏化态晶间腐蚀的性能，适于制造厚截面尺寸的焊接部件和装备。0Cr17Ni12Mo2和00Cr17Ni14Mo2是制造合成纤维，石油化工、纺织、化肥、造纸、印染及原子能工业用设备的重要耐蚀材料。

(1) 化学成分

不同标准中所规定的钢的化学成分见表13.7-181。

(2) 室温力学性能

不同标准中0Cr17Ni12Mo2和00Cr17Ni14Mo2的室温力学性能见表13.7-182和表13.7-183。实际测定值见表13.7-184。

表13.7-181 0Cr17Ni14Mo2和00Cr17Ni14Mo2的化学成分① %

标准名称		化学成分（质量分数）									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
GB/T 1220—1992	0Cr17Ni12Mo2	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/18.50	10.00/14.00	2.00/3.00	—	
	00Cr17Ni14Mo2	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/18.00	12.00/15.00	2.00/3.00	—	
ASTM	A473、A276 316	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00	≤0.10	
	A240 316	≤0.08	≤0.75	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00	≤0.10	
	A276、A473 316L	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00	≤0.10	
	A240 316L	≤0.03	≤0.75	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00	≤0.10	
GB/T 1220—1992	Z6CND17—12	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	16.00/19.00	10.00/14.00	2.25/3.00	—	
	Z2CND17—12	≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	16.00/19.00	10.00/14.00	2.25/2.75	—	≤1.00

① 在堆芯或在强辐照环境使用Co≤0.20%，力争≤0.10%。

表13.7-182 各种标准中的0Cr17Ni12Mo2（316）的室温力学性能指标

标 准	材料类型	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.2}^{350℃}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	a_{KU}/J·cm^{-2}
GB/T 1220—1992 0Cr17Ni12Mo2	≤φ250 mm棒	固溶	≥520	≥205		≥40	≥60	≥187	
	热轧板	固溶	≥520	≥205	—	≥40	≥60	≥187	
ASTM A473、A276 0Cr17Ni12Mo2 (316) A167、A240	热加工棒	固溶	≥515	≥205	—	≥40	≥50	—	
	φ≤13 mm冷加工棒	固溶	≥620	≥310	—	≥30	≥40	—	
	φ≥13 mm冷加工棒	固溶	≥515	≥205	—	≥30	≥40	—	
	管、薄板、带	固溶	≥515	≥205	—	≥40	—	≤95HRB	
RCC—M3301、3306	棒、锻件φ>150 mm	固溶	≥485	≥210	≥130	45/40①	—	—	≥160/100①
	φ≤150 mm	固溶	≥520	≥210	≥130	45/40①	—	—	≥160/100①
RCC—M3307	≤120 mm厚钢板	固溶	≥520	≥210	≥130	45/40②	—	—	≥120
RCC—M3304	壁厚1~50 mm管材	固溶	≥520	≥210	≥130	45/40①	—	—	≥160/100①

① 分数上方值为纵向，分数线下方值为横向。

② 分数线上方值为厚度>3 mm板材，下方值为厚度≤3 mm板材。

表13.7-183 各种标准中的00Cr17Ni12Mo2（316L）的力学性能指标

标 准	材料类型	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.2}^{350℃}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	a_{KU}/J·cm^{-2}
GB/T 1220—1992 0Cr17Ni14Mo2 GB/T 4237—1992 00Cr17Ni14Mo2	棒材	固溶	≥480	≥177	—	≥40	≥60	≤90	—
	热轧板	固溶	≥480	≥177	—	≥40	—	≤90	—
ASTM A473 316L	锻件	固溶	≥450	≥170	—	≥40	≥50	—	—
A276 316L 316L 316L	热加工棒	固溶	≥480	≥170	—	≥40	≥50	—	—
	≤φ13 mm冷加工棒	固溶	≥620	≥310	—	≥30	40	—	—
	≥φ13 mm冷加工棒		≥515	≥170	—	≥30	≥40	—	—

续表 13.7-183

标 准	材料类型	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\delta_{0.2}^{350℃}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	a_{KU}/J·cm^{-2}
A167、A240 316L	管、板、带	固溶	≥485	≥175	≥105	≥45/40①	—	—	≥160/100
RCC—M3301 Z2CND17—12	>150 mm 锻件	固溶	≥450	≥175	≥105	≥45/≥40①	—	—	≥160/100
	≤150 mm 锻件	固溶	≥490	≥175	≥105	≥45/40①	—	—	≥160/100
RCC—M3303	壁厚 0.8~2.00 mm 管	固溶	≥490	≥175	≥105	≥45	—	—	—
	壁厚 1.0~5.0 mm 管材	固溶	≥490	≥175	≥105	≥45/40①	—	—	≥160/100
RCC—M3307 Z2CND17—12	≤120 mm 厚板材	固溶	≥490	≥175	≥105	≥45/40②	—	—	≥120

① 分数线上方的数字为纵向值，下面数字为横向值。
② 分数线上方的数字为厚度>3 mm 板材，分数线下的数字为厚度≤3 mm 板材的数值。

表 13.7-184 0Cr17Ni2Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 的室温力学性能实测值

牌 号	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	a_{KU}/J·cm^{-2}
0Cr17Ni14Mo2		596	239	61	77	—	172
00Cr17Ni14Mo2	1 050℃水冷	578	265	54	76	—	—
	1 100℃	505/554	230/255	56.0/63.5	76.0/81.0	—	—
	1 100℃	550	222	59	80	133	272

(3) 冷作硬化特性

冷加工对 0Cr17Ni12Mo2 室温力学性能的影响如图 13.7-432 所示。

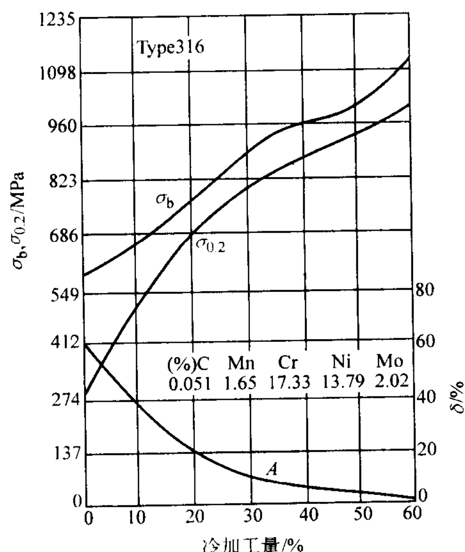


图 13.7-432 冷加工对 0Cr17Ni2Mo2 钢室温力学性能的影响

(4) 疲劳性能

0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 的疲劳行为示于图 13.7-433～图 13.7-440 和表 13.7-185。

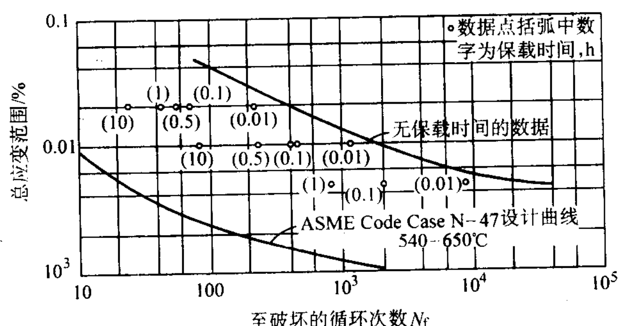


图 13.7-433 0Cr17Ni2Mo2 钢的 593℃疲劳寿命曲线

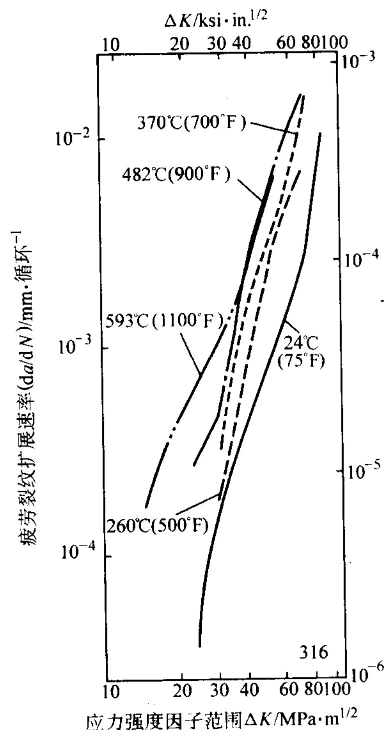


图 13.7-434 试验温度对 0Cr17Ni2Mo2 在空气中疲劳裂纹扩展速率的影响

(频率：0.17 Hz，载荷比：0.5)

3 个试样平均值：$\Delta K_{th}=8.67$ (MPa·m$^{1/2}$)

紧凑拉伸试样尺寸：$B=9$ mm，$W=60$ mm，$R=0.2$，$\Delta P=7.4$ kN

(5) 断裂韧性

0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 均属于高塑韧性的奥氏体不锈钢，其耐断裂性能极高，但钢的 J_c 值变化幅度较大，在室温的 J_c 值在 169～1 660 kJ/m² 范围内变动，在 400℃其变动范围在 130～1 420 kJ/m²。0Cr17Ni12Mo2 钢 (316) 的断裂韧性与时效温度之间的关系示于图 13.7-329 和表 13.7-186。低温的断裂韧性如图 13.7-441～图 13.7-443 所示。

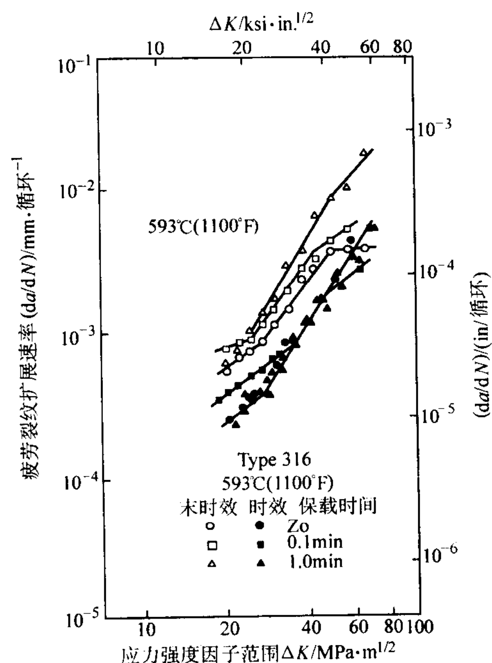


图 13.7-435 593℃时效 5 000 h 以及保载时间对退火的 0Cr17Ni12Mo2 在 593℃空气中疲劳裂纹扩展速率的影响

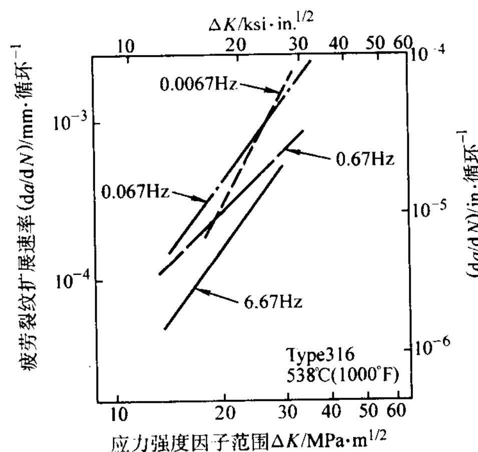


图 13.7-436 循环频率对 0Cr17Ni14Mo2 在 593℃空气中疲劳裂纹扩展速率的影响

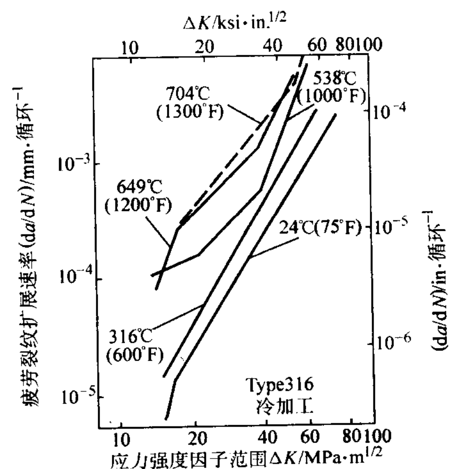


图 13.7-437 20%冷加工的 0Cr17Ni12Mo2 在各种温度的疲劳裂纹扩展速率的数值为纵向和横向试样在指定温度在空气中的平均值

（频率：在 24℃为 3 Hz；在高温为 0.67 Hz。载荷比：0.05）

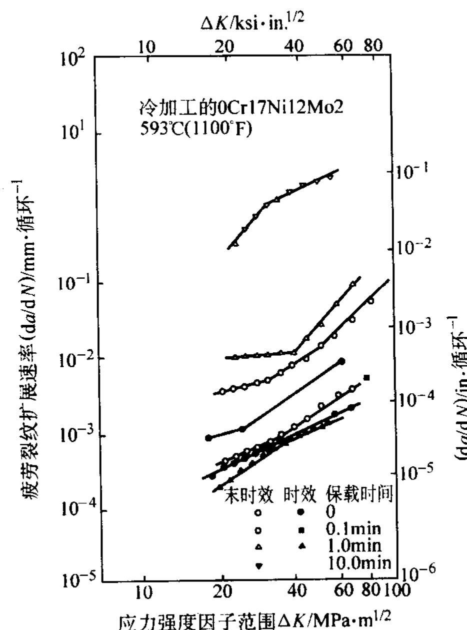


图 13.7-438 20%冷加工的 0Cr17Ni12Mo2 经 593℃时效 5 000 h 和保载时间对在空气中 593℃疲劳裂纹扩展速率的影响

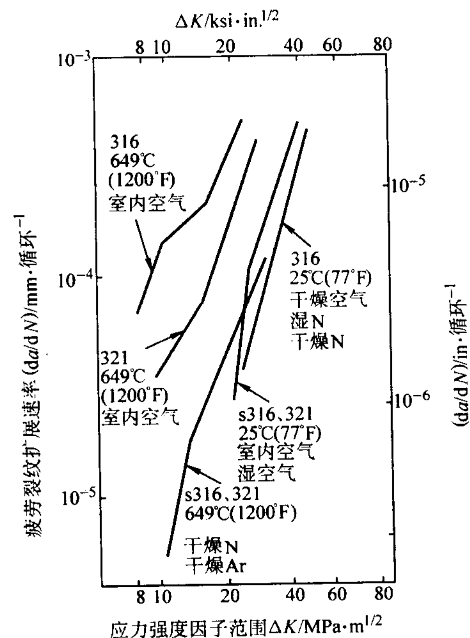


图 13.7-439 介质条件对 0Cr17Ni12Mo2 和 0Cr18Ni10Ti 钢在 25℃和 649℃疲劳裂纹扩展速率的影响

（6）高温力学性能

0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 钢高温瞬时拉伸性能见表 13.7-187 和表 13.7-188。

0Cr17Ni12Mo2 钢的持久和蠕变行为如图 13.7-444 所示。

（7）低温力学性能

0Cr17Ni12Mo2 钢具有良好的低温力学性能，甚至在冷加工状态下仍具有良好的低温塑韧性，详细数据如图 13.7-445 和图 13.7-446 所示。

（8）抗辐照性能

1）辐照肿胀 在高通量中子辐照条件下，会引起 0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr1Ni14Mo 钢的肿胀。图 13.7-447 和图 13.7-448 为 0Cr17Ni12Mo2 钢的肿胀效应，肿胀显著增加的快中子注入量临界值约为 10^{22} n·cm^{-2}。冷加工可减少肿胀效应，如图 13.7-449 和图 13.7-450 所示。

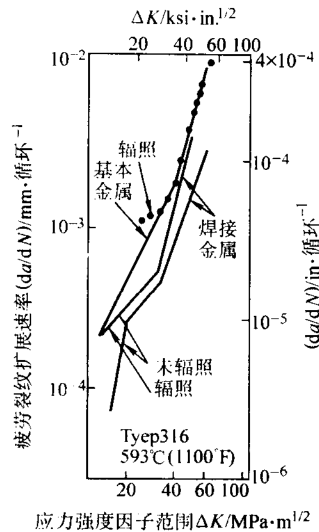


图 13.7-440 辐照对 0Cr17Ni12Mo2 钢基体金属和焊接金属在空气中 593℃疲劳裂纹扩展速率的影响

（中子通量：1.2×10^{22} n/cm²，>0.1 MeV；辐照温度：410℃）

钢中的碳含量及合金元素对 Cr17Ni（12～14）Mo2 钢肿胀行为的影响如图 13.7-451～图 13.7-453 所示。钛、铌、锆、硼等均减少钢的辐照肿胀倾向。

时效处理使钢的组织发生变化，主要是 $Cr_{23}C_6$ 和 σ 相等金属间化合物析出，将恶化抗辐照肿胀性能，示于图 13.7-454、图 13.7-455 和表 13.7-189。

2）辐照后的力学性能　在中子注入量超过 10^{22} n·cm² 后，随注入量增加，抗拉强度明显上升，伸长率明显下降。在高于 540℃的高温拉伸性能，其强度不受中子注入量的影响，但总伸长率随注入量的增加而明显减少，如图 13.7-456 所示。辐照也使钢的持久强度明显下降，如图 13.7-457 所示。

0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 钢的断裂韧性随辐照剂量的增加明显减少，在高温辐照条件下，当中子剂量大于 10 dpa后，其断裂韧性趋于稳定，J_c 值约 30 kJ/m²，dJ/da 值小于 20 MPa，如图 13.7-458 所示。低温（70～155℃）辐照的断裂韧性随着中子剂量的增加而明显下降，如图 13.7-459 所示。

（9）耐蚀性

1）均匀腐蚀　0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 钢在一些介质中的耐均匀腐蚀性能示于表 13.7-190～表 13.7-192 和图 13.7-460。

表 13.7-185 00Cr17Ni14Mo2 疲劳裂纹扩展门槛值

ΔP/kN	6.65	5.99	5.39	4.85	4.37	3.93	3.54	3.18
a/mm	16.32	16.82	17.49	17.99	18.49	18.79	19.29	19.29
N/10³	366	714	1 660	2 345	3 715	5 930	9 514	10 552
ΔP/kN	6.65	5.99	5.39	4.85	4.37	3.93	3.54	3.18
a/mm	16.29	16.89	17.39	17.89	18.39	18.89	19.39	19.44
N/10³	587	795	1 046	1 633	2 292	3 250	4 381	5 394
ΔP/kN	4.59		4.13		3.72		3.35	
a/mm	15.18		15.60		16.18		16.59	
N/10³	3 874		5 326		7 151		12 151	

表 13.7-186 0Cr17Ni12Mo2 钢基体金属和焊件的 J_c 和 dj/da

材料牌号	状态	温度/℃	J_c/kJ·m⁻²	90%/95% L.B. J_c/kJ·m⁻²	dJ/da/MPa	90%/95% L.B. dJ/da/MPa
0Cr17Ni12Mo2	母材	20～125	672	215	292	59
0Cr17Ni12Mo2 16-8-2	GTA	20～125	492	192	390	139
0Cr17Ni12Mo2 16-8-2	SA	20～125	147	67	150	72
0Cr17Ni12Mo2	母材	400～500	421	96	263	79
0Cr17Ni12Mo2 16-8-2	GTA	400～500	293	180	307	107

注：1. 90%/95%L.B.：95%的可信度的数据中 90%的下限值。
2. SA：埋弧焊。
3. GTA：气体保护钨极电弧焊。

在反应堆的环境中，钢的耐蚀性示于表 13.7-193，表 13.7-194 和图 13.7-461。

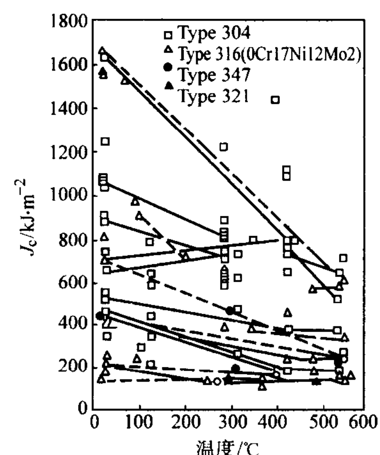


图 13.7-441 试验温度对 0Cr17Ni12Mo2 钢断裂韧性 J_c 值的影响

2）点腐蚀和缝隙腐蚀　0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 钢的耐点蚀性能与其组织结构、洁净度、介质条件等有关。示于表 13.7-195 和图 13.7-462～图 13.7-465。

3）腐蚀疲劳　腐蚀介质的存在加速了钢的腐蚀疲劳过程，降低了腐蚀疲劳强度，示于表 13.7-196 和图 13.7-466 及图 13.7-467。

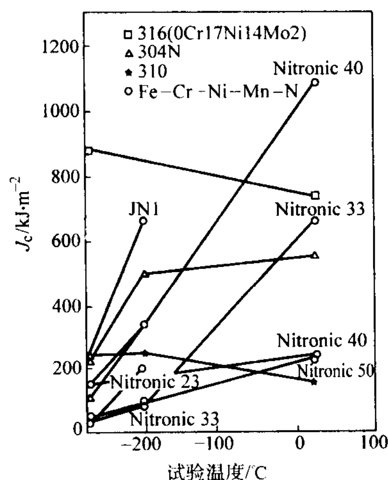


图 13.7-442　0Cr17Ni12Mo2 钢的低温断裂韧性

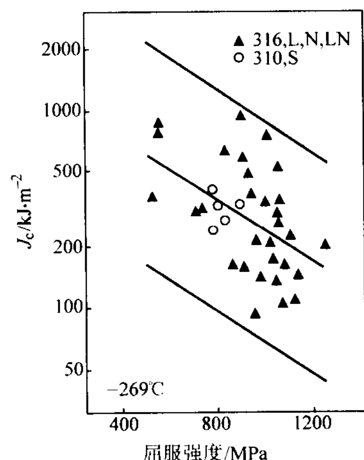


图 13.7-443　0Cr17Ni12Mo2、00Cr17Ni14Mo2 钢在 −269℃断裂韧性与屈服强度的关系

316 0Cr17Ni12Mo2；316L 00Cr17Ni14Mo2

316N 0Cr17Ni12Mo2N；316LN 00Cr17Ni13Mo2N

310 2Cr25Ni20；310S 0Cr25Ni20

表 13.7-187　0Cr17Ni12Mo2 钢的高温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
205	560	240	51	76
315	540	215	45	72
425	525	195	47	66
540	485	165	44	60
650	395	145	40	53
700	240	125	37	46
870	165	110	39	44

表 13.7-188　在试验温度暴露时间对 0Cr17Ni12Mo2 钢拉伸和冲击性能的影响

续表 13.7-188

材料	温度/℃	暴露时间/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K[②]/J
A. 锻材	20	—	607	276	62[①]	65	108.5
	482	10 000	614	310	62[①]	66	118.0
	566	10 000	634	276	60[①]	60	66.4
	649	10 000	690	296	56[①]	55	63.4
B. 板材	20	—	531	221	60	72	203.4
	649	10 000	634	331	41	48	94.9
	732	10 000	638	290	33	40	54.2
	816	10 000	607	276	40	45	54.2
C. 板材	20	—	621	296	52	72	257.6[③]
	640	10 000	641	276	41	55	88.1[③]
	732	10 000	621	255	39	50	67.8[③]
	816	10 000	558	228	42	41	101.7[③]

注：(质量分数)(%) A 为 0.07C-1.32Mn-0.32Si-10.59Ni-18.27Cr-2.16Mo-0.009Al-0.030N-0.16Cu-0.003Ti；

B 为 0.06C-1.52Mn-0.43Si-12.06Ni-17.35Cr-2.08Mo；

C 为 0.062C-1.65Mn-0.35Si-13.16Ni-16.65Cr-2.30Mo；

①25 mm 标距。②夏比冲击钥匙孔。③夏比冲击 V 形缺口。

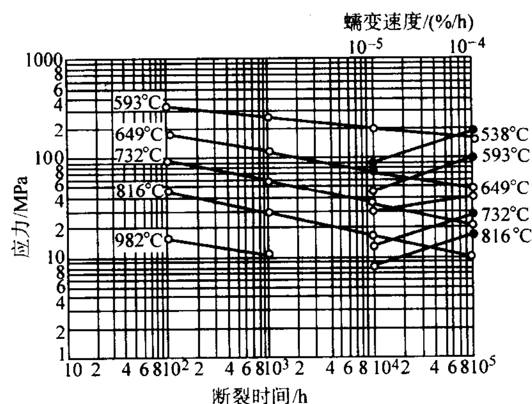


图 13.7-444　0Cr17Ni12Mo2 钢的持久和蠕变强度

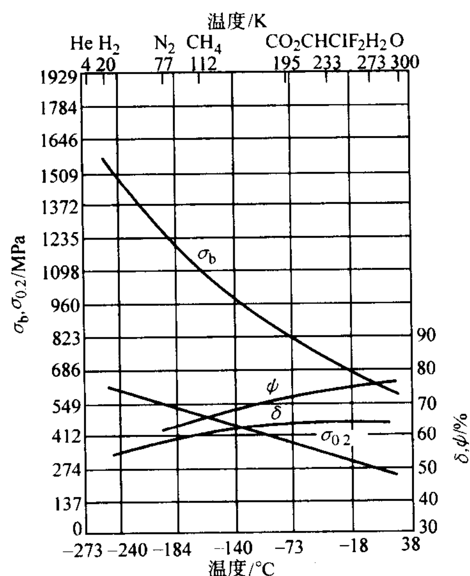


图 13.7-445　0Cr17Ni12Mo2 钢（固溶态）的低温力学性能

4）应力腐蚀　0Cr17Ni12Mo2 钢在沸腾 $MgCl_2$ 溶液中的应力腐蚀行为如图 13.7-468 和图 13.7-469 所示。

在高温水中的应力腐蚀行为及相关因素对其应力腐蚀的影响如图 13.7-470～图 13.7-475 所示。

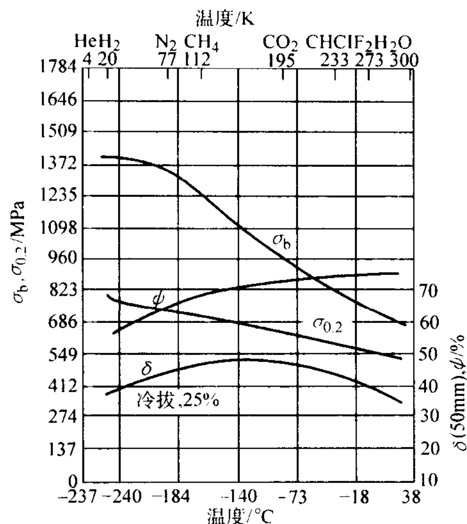


图 13.7-446 25%冷加工的 0Cr17Ni12Mo2 钢的低温力学性能

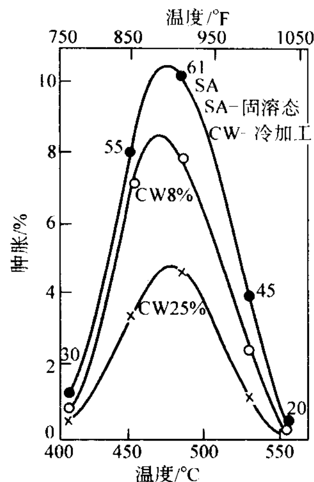


图 13.7-449 冷加工对 0Cr17Ni14Mo2（w_C 为 0.021%）钢在不同温度辐照肿胀行为的影响

（图中数字为辐照剂量，dpa）

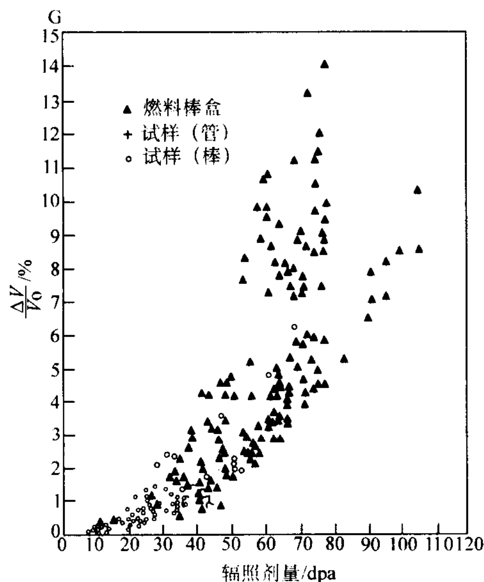


图 13.7-447 固溶态 0Cr17Ni12Mo2 钢辐照肿胀（0～500℃）

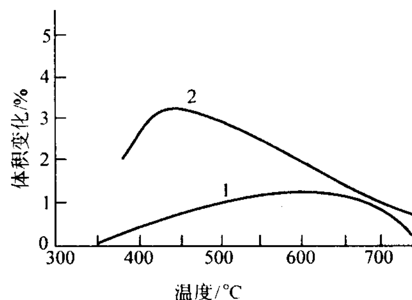


图 13.7-450 在辐照剂量小于 10^{26} n/m² 时 316 不锈钢的肿胀与温度的关系

1—冷变形 20%；2—淬火态

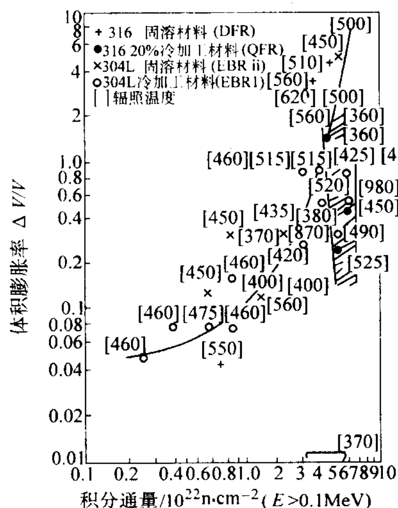


图 13.7-448 各种不锈钢的快中子辐照注入量和体积膨胀率之间的关系

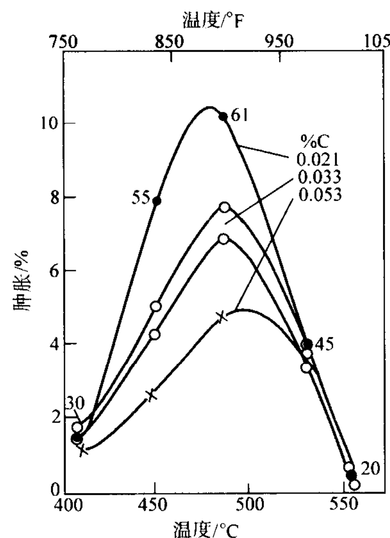


图 13.7-451 碳含量 w_C 对固溶态 Cr17Ni（12～14）Mo2 钢辐照肿胀性能的影响

（图中数字为辐照剂量，dpa）

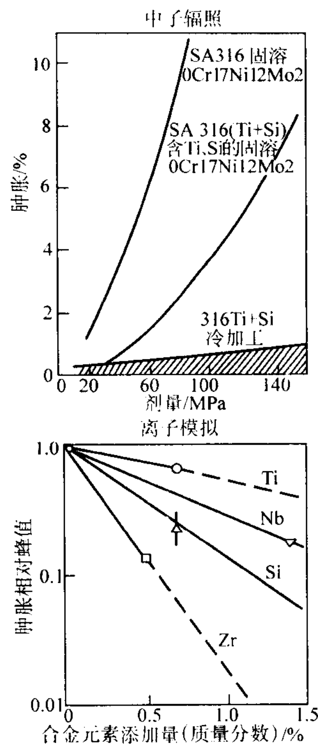


图 13.7-452　合金元素对 Cr17Ni14Mo2 钢肿胀性能的影响

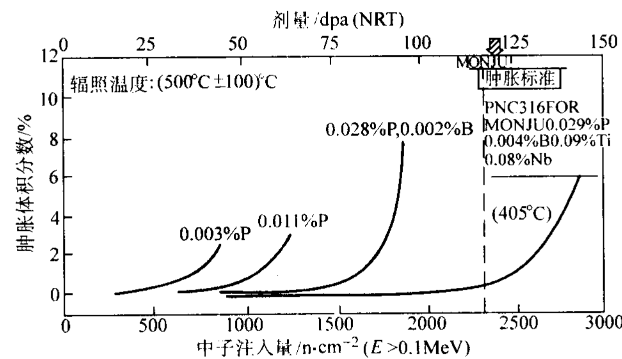


图 13.7-453　微量元素对 Cr17Ni14Mo2 钢肿胀中子通量门槛值的影响

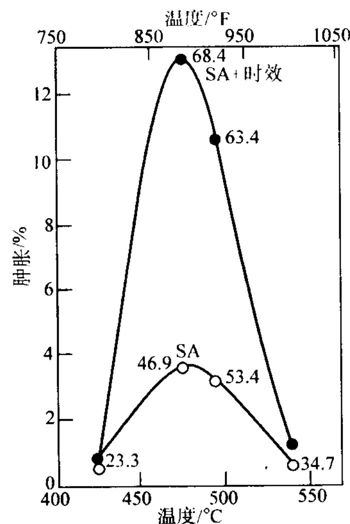


图 13.7-454　时效对 Cr17Ni14Mo2 钢肿胀的影响

(图中数字为辐照剂量，dpa)

SA：固溶处理；SA+时效：固溶+时效（750℃×100 h）

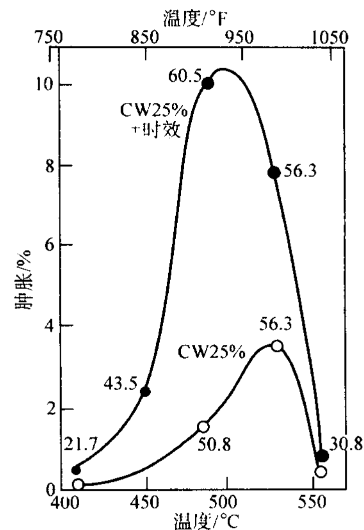


图 13.7-455　时效对冷加工量 25%0Cr17Ni12Mo2 (w_C 为 0.05%）钢的辐照肿胀的影响

(图中数字为辐照剂量，dpa)

CW25%：冷加工量为 25%；CW25%+时效：冷加工量 25%+时效，时效处理制度为 750℃×100 h

表 13.7-189　显微组织对 316 不锈钢辐照肿胀的影响

热处理	组　织	体积增加/%		空洞密度/（个数·cm⁻³）	空洞直径/nm		
		测量	计算		平均	最小	最大
980℃，1 h固溶退火	奥氏体、无沉淀	0.2 ±0.05	0.14 ±0.07	1.4×10^{15}	11.9	4.5	20.2
980℃，1 h固溶+760℃，8 h时效	奥氏体+$M_{23}C_6$（主要在晶界）	0.28 ±0.05	0.26 ±0.04	1.1×10^{15}	15.6	5.1	41.7
760℃，100 h再结晶	在基体上出现碳化物和σ相	0.65 ±0.04	0.7 ±0.2	2.1×10^{15}	16.6	4.5	40.7
1 120℃，30 min+25%冷轧+480℃，24 h	冷作硬化有ε马氏体出现，无沉淀物	0.12 ±0.06	>0	—	—	—	—

在高温水环境中 0Cr17Ni12Mo2 的应力腐蚀主要为 IGSCC，而 316NG 以 TGSCC 为主导。

(10) 工艺性能

0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 钢均具有良好的冷、热加工性能，钢的热塑性良好，过热敏感性低，适宜的热加工温度为 900～1 200℃。由于钢中含钼量较高，其变形抗力较 0Cr18Ni9 和 00Cr18Ni10 钢明显提高。

钢的冷加工性能良好，可进行冷轧、冷拔、深冲、弯曲、卷边、折叠等冷加工和冷成形。

两个牌号的固溶处理温度为 1 050～1 100℃，冷却方式为水冷和空冷，需根据产品的截面尺寸确定。钢在固溶状态下的组织为奥氏体组织。

两种钢焊接性能良好，可采用通用的焊接方法进行焊接，常用的方法是钨极氩弧焊、金属极氩弧焊和手工电弧焊。0Cr17Ni12Mo2 钢手工焊焊条采用奥 202、奥 201 或 E316-15（美国牌号），为保持良好的耐晶间腐蚀性能，焊后应进

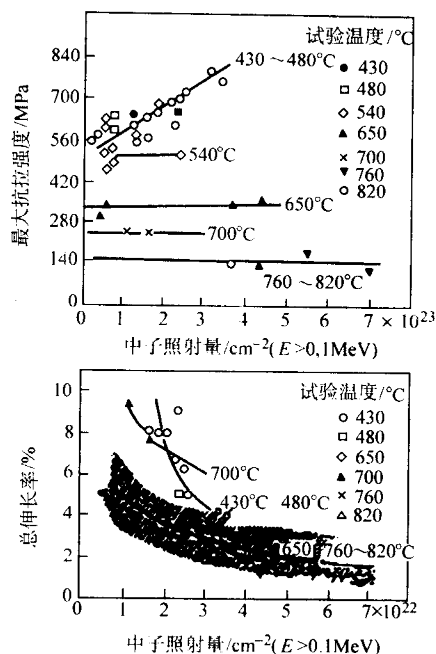


图 13.7-456 高温（500～600℃）辐照对 316 钢力学性能的影响

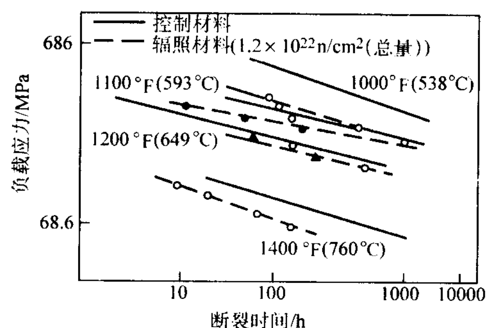


图 13.7-457 辐照对 316 不锈钢单轴蠕变断裂寿命的影响

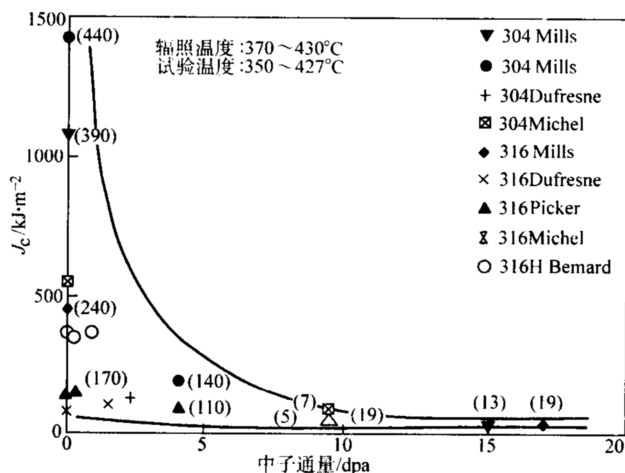


图 13.7-458 中温中子辐照对奥氏体不锈钢 J_c 值的影响

括号中的数字为 dJ/da 值（MPa）

行固溶处理，若不允许热处理，应选用 00Cr17Ni14Mo2。00Cr17Ni14Mo2 手工焊焊条为奥 022，焊后可不进行热处理，仍具有良好的耐晶间腐蚀能力。

(11) 物理性能

0Cr17Ni12Mo2 钢的物理性能见表 13.7-197。

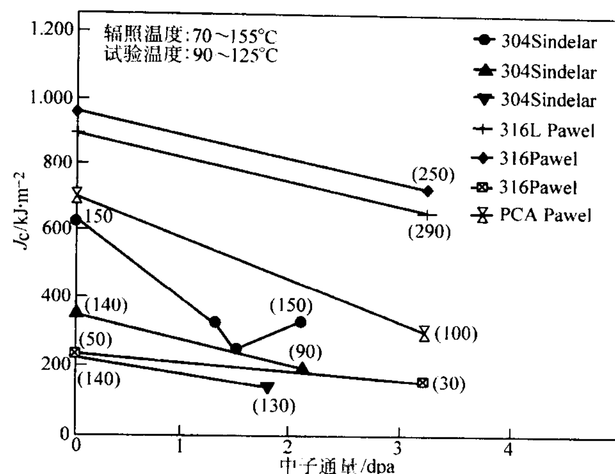


图 13.7-459 低温辐照对不锈钢 J_c 值的影响

（括号中的数字为 dJ/da 值，MPa）

表 13.7-190 0Cr17Ni12Mo2 的耐均匀腐蚀性能

腐蚀介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a⁻¹
HNO_3	65	沸腾	0.51
	65	沸腾	13.7
	发烟	121～149	63.5
H_3PO_4	90.4	室温	0
	5	93	0.002 5
	20	93	0.05
	60	93	0.127
	85	98	0.711
	85	113	1.32
HCl	稀盐酸汽相	25	0.03 点蚀 1.27 mm
	10	102	60.9
	50	110	1 066.8
醋酸	0 至冷醋酸	室温	<0.000 25 157 d
	2.2a	沸腾	0.196
	10	沸腾	0.022 4 d
	20	沸腾	0.018 110 d
	88～100	沸腾	0.058 80 h
	99	沸腾	0.064 82 d
	冰醋酸	沸腾	0.002 0 21 d
醋酸 + 甲酸	99.7 + 0	120	0.01
	50 + 2①	99～118	0.018
	50 + 2①	99～118	0.213
	25 + 4	93	0.084
	30 + 8	135	0.114
	0 + 90	100	0.097（气相）
真空乳酸蒸发器	30～60	49～102	<0.002（液） 点蚀最大深度 0（液相） 0.002（气相） 0.05（气相）

① 含 23%醋酐和 5%低沸点物质。

00Cr17Ni14Mo2 钢的物理性能见表 13.7-198。

(12) 应用

0Cr17Ni12Mo2 钢和 00Cr17Ni14Mo2 钢主要应用于化工、化肥、石油化工、印染工业的设备、容器、管道、热交换器及紧固件等，前者在电厂也广泛应用于锅炉钢管。

在反应堆工程中可用于主管道、堆内构件、螺栓及 1、2、3 级设备用钢板、锻件、钢管、热交换器钢管等。

表 13.7-191 0Cr17Ni12Mo2 在卤素盐中的腐蚀

介质	浓度/%	温度/℃	通气	流速/m·min^{-1}	时间/h	位置	腐蚀速度/mm·a^{-1}	点蚀深度/mm
氯化铝	26	10	未	—	500	浸入槽中	0.02	未见
二氟化铵	浓	沸腾	未	有些	672	浸入反应器中	1.19	未见
过氯酸铵	500 g/L	90	未	有些	300	浸入	<0.002	未见
氯化铵	35	107	—	—	1 632	浸入在槽中	0.025	0.5
氯化钡	350 g/L	100	未	有些	400	浸入在槽中	0.022	—
氯化钙	58	166	未	有些	264	在蒸发器中	0.043	—
氯化钙	30	-12	未	低	8 040	在盐槽中	<0.002	0.23
氯化铁	10	30	饱和	4.8	91	浸入	0.10	0.78（穿孔）
氯化铁	10	66	饱和	4.8	91	浸入	7.44	0.78（穿孔）
氯化亚铁	饱和	135	—	大	24	浸入蒸发器中	0.127	—
碘化铁	62	24	有些	有些	66	浸入	0.076	—
氯化锂	30	116	未	有些	960	浸入	<0.002①	—
氯化镁	48	166	未	有些	1 320	浸入蒸发器中	0.076	—
氯化亚锰	37	104	低	有些	456	部分浸入	0.66	—
氯化钾	31.5	82	有些	低	1 560	浸入	0.005	0.36
二氟化钠	8	82	大	大	240	浸入	1.42	0.127
氯化锌	50	71	未	未	648	浸入	1.73	0.78（穿孔）

① 出现应力腐蚀裂纹。

表 13.7-192 00Cr17Ni14Mo2 钢的耐均匀腐蚀性能

腐蚀介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}	
H_2SO_4	0～30	25	<0.3	
	10	0≤50	<0.3	
	40	25	>0.3	
	85	25	<0.3	
	98	25～50	<0.3	
H_2PO_4	40	70～100 沸腾	<0.3 <0.3	
	50～60	70～100 沸腾	<0.3 >0.3	
	70	70～90 100	<0.3 >0.3	
	80	70～80 >80	<0.3 >0.3	
粗醋酸		81 190	2.2 14	
	浓	沸腾	<0.000 5	
甲酸+醋酸	20 70	沸腾	0.26	
甲酸+醋酸	20 45	沸腾	0.401	
醋酸	30	沸腾	0.00	
	50	沸腾	0.005	
	70	沸腾	0.018	
	99	沸腾	0.035	
熔融尿素	尿素 32～34 CO_2 10～11 NH_3 35～36 H_2O 19～21	190～195	0.065	200

续表 13.7-192

腐蚀介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}	
熔融尿素	CO_2 35 NH_3 54～55 H_2O 10	170～180	0.024	200
熔融尿素	尿素 30 甲胺 30 NH_3 20 H_2O 20	188	0.17	200

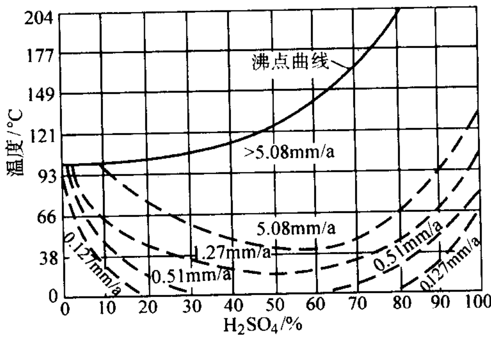


图 13.7-460 00Cr17Ni12Mo2 钢在硫酸中的等腐蚀图

表 13.7-193 0Cr17Ni12Mo2 钢在压水堆冷却剂中的腐蚀

温度/℃	样品状态	气体溶解量/mL·kg^{-1}		pH	添加剂	腐蚀率①/mg·dm^{-2}·月$^{-1}$
		O_2	H_2			
260	切削加工	1～4	—	7	—	0.058
260	切削加工	—	0～500	7	—	0.127
204～316	—	—	—	7～10	—	0.178

① 脱膜样品。

表 13.7-194　0Cr17Ni12Mo2 钢在钠中（$w_O \leqslant 100 \times 10^{-6}$）的腐蚀

温度/℃	动态	静态	暴露时间/h	质量变化速率（未脱膜）/mg·dm^{-2}·月$^{-1}$
593	×		1 000	+10
593		×	1 000	+13
593		×	1 000	+11
1 000		×	400	+2 960

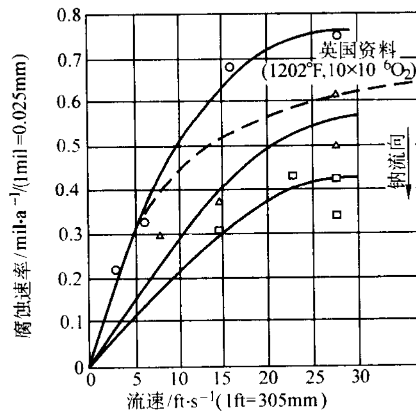


图 13.7-461　在 704℃钠中氧质量分数小于 10×10^{-6} 时，316 型不锈钢腐蚀速率是钠的流速的函数

包括顺流（饱和作用）对相互关系的影响

表 13.7-195　σ 相对 0Cr17Ni12Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2 耐点蚀性能的影响

材料	热处理	30℃，10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ 试验 可见点蚀时间/h	72 h 失重/g·dm^{-2}
00Cr17Ni14Mo2	工厂固溶退火	14.5	0.4
00Cr17Ni14Mo2	705℃×1 h①	6.5	4.2
00Cr17Ni14Mo2	870℃×1 h②	5.5	2.2
00Cr17Ni12Mo2 + 2.5% Si + 0.23% N	870℃×1 h②	2.0	12.3
0Cr17Ni12Mo2 + 2.5% Si	870℃×1 h③	2.0	11.9

①晶间网状 σ 相。②晶界上弧立的 σ 相。③7% 原始 δ 铁素体转变成 σ 相。

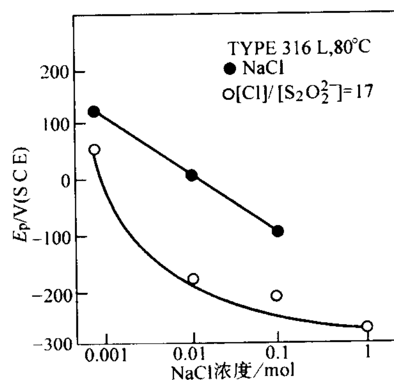


图 13.7-462　00Cr17Ni14Mo2 钢点蚀电位和 NaCl 浓度及缓蚀剂之间的关系

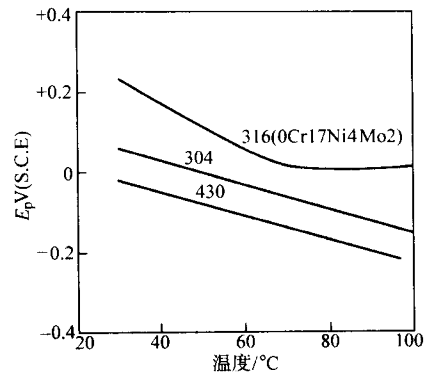


图 13.7-463　温度对 0Cr17Ni12Mo2 钢在 3% NaCl 中点蚀电位的影响

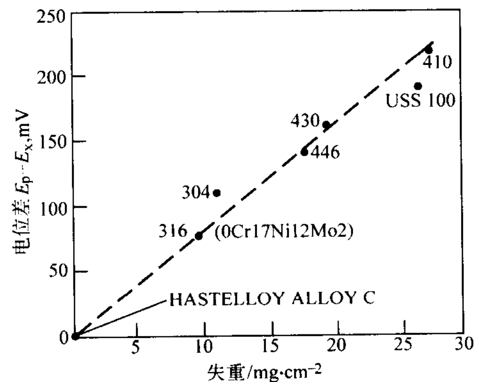


图 13.7-464　0Cr17Ni12Mo2 在海水中暴露 4.25 年电位差和缝隙腐蚀失重之间的关系

（E_x：保护电位）

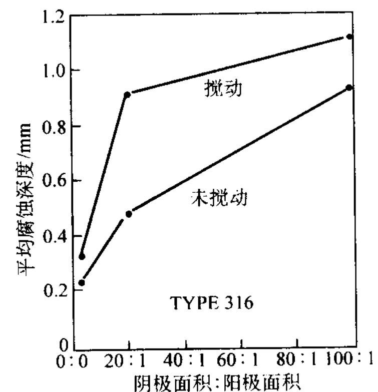


图 13.7-465　阴极阳极面积比对 0Cr17Ni12Mo2 在搅动和未搅动海水中腐蚀的影响

表 13.7-196　20% 冷加工和添加氮对 00Cr17Ni14Mo2 钢在 0.17M NaCl（pH = 7.5）的溶液中室温疲劳性能的影响

材料和热处理	10^8 循环的疲劳强度/MPa 光滑试样 空气	光滑试样 盐溶液	缺口试样 空气	缺口试样 盐溶液
00Cr17Ni14Mo2，1 050℃×0.5 h	241	203	103	76
00Cr17Ni14Mo2，1 050℃×0.5 h + 20% CW	441	338	124	107
00Cr17Ni14Mo2 + 0.62% N，1 050℃×0.5 h	269	203	72	69

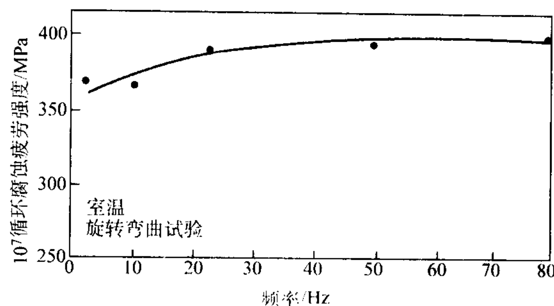


图 13.7-466　频率对 00Cr17Ni14Mo2 钢在 0.17M NaCl（pH=7.4）溶液中腐蚀疲劳强度的影响

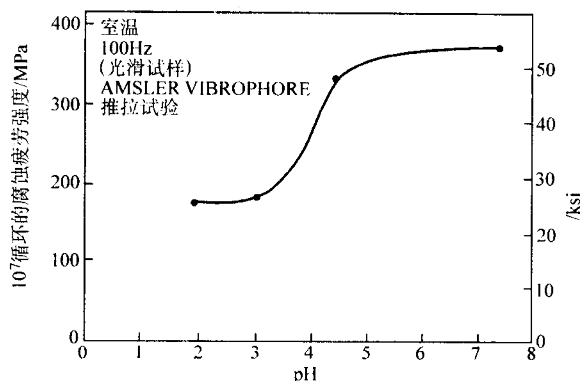


图 13.7-467　0.17M NaCl 溶液的 pH 值对 00Cr17Ni14Mo2 钢（CW20%）腐蚀疲劳强度的影响

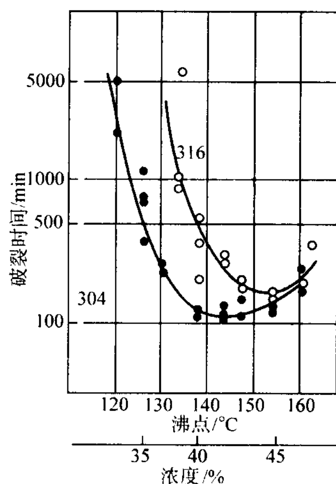


图 13.7-468　0Cr17Ni12Mo2 钢在沸腾 $MgCl_2$ 中的应力腐蚀（应力 245 MPa）

2.1.14　0Cr17Ni12Mo2N（AISI316N）、00Cr17Ni13Mo2N（AISI316LN）

0Cr17Ni12Mo2N 和 00Cr17Ni13Mo2N 是在相应不含氮的牌号基础上发展起来的钢种。由于氮的加入，显著地提高了钢的强度，同时仍保持较高的塑韧性水平。在耐蚀性方面，除仍保留原始钢种的耐蚀特点外，氮的加入亦改善了钢在某些方面的耐蚀性，例如在耐点蚀、耐缝隙腐蚀和耐晶间腐蚀方面均得到不同程度的提高，钢的冶金生产工艺性能没出现大的变动，易于生产板、管、丝、带、锻件、型材等冶金产品。在不含氮钢种的强度稍显不足的应用领域，此两钢种是最佳候选材料。

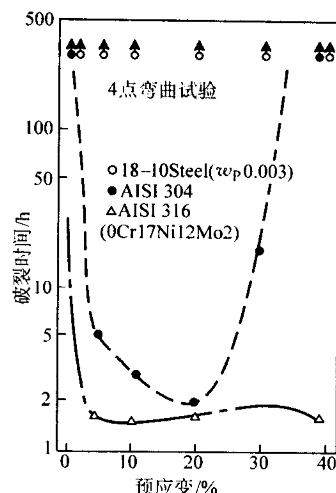


图 13.7-469　冷加工的 0Cr17Ni12Mo2 钢在 154℃沸腾 $MgCl_2$ 中在 196 MPa 拉伸应力下的腐蚀行为

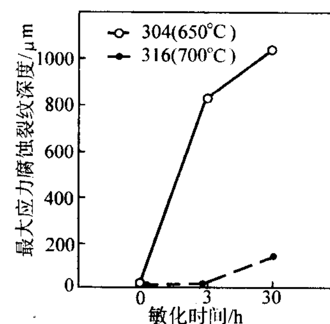


图 13.7-470　700℃敏化不同时间的 0Cr17Ni12Mo2 钢的应力腐蚀（双 U 形法：250℃ D.O.8×10^{-6} 500 h）

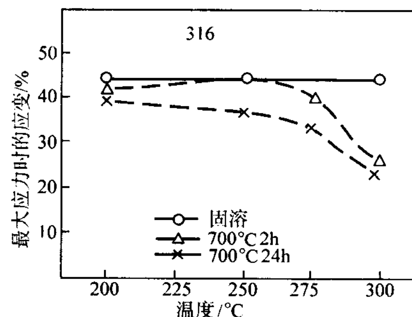


图 13.7-471　不同热处理状态的 0Cr17Ni12Mo2 钢在高温水中的应力腐蚀行为（CERT：D.O.36×10^{-6}，应变速度 4.17×10^{-6}/s）

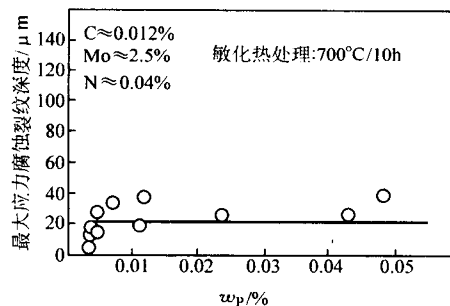


图 13.7-472　00Cr17Ni14Mo2 钢在高温水中的应力腐蚀性能与 P 含量的关系（双 U 形试验，D.O.8×10^{-6}，500 h）

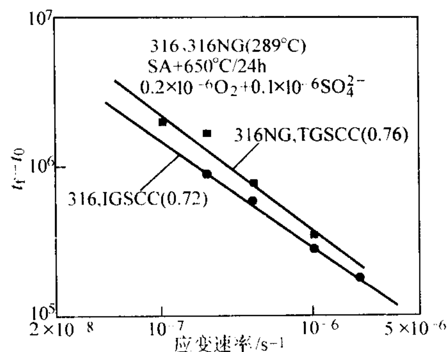


图 13.7-473 0Cr17Ni12Mo2（316）在高温水中 IGSCC 破裂时间与应变速度的关系（CERT）

316 0Cr17Ni12Mo2；316NG 00Cr17Ni12Mo2；TGSCC 穿晶 SCC；IGSCC 晶间 SCC；SA 固溶退火

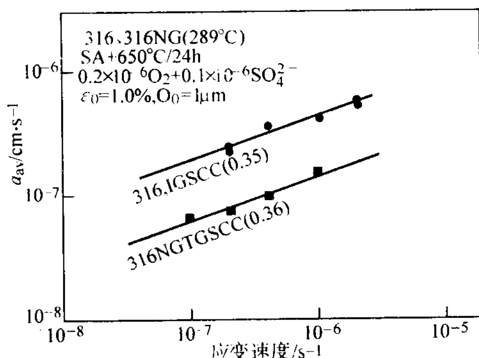


图 13.7-474 0Cr17Ni12Mo2（316）在高温水中裂纹增长速度与应变速度之间的关系（CERT）

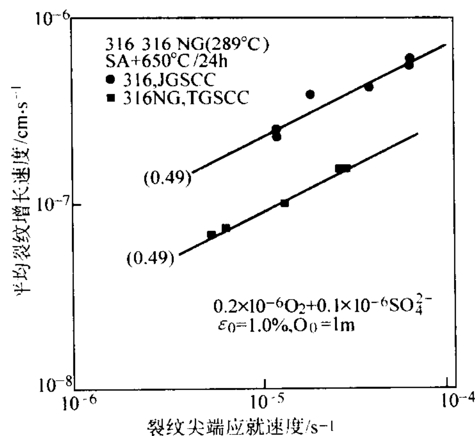


图 13.7-475 0Cr17Ni12Mo2（316SS）在含硫酸根的高温水中裂纹尖端应变速度对平均裂纹增长速度的影响

（1）化学成分

钢的化学成分见表 13.7-199。

（2）室温力学性能

0Cr17Ni12Mo2N 钢和 00Cr17Ni13Mo2N 钢的室温力学性能指标见表 13.7-200。一些实测数据见表 13.7-201。

（3）高温力学性能

00Cr17Ni12Mo2N 钢的高温拉伸性能见表 13.7-202。

0Cr17Ni13Mo2N 钢的高温长时力学性能见表 13.7-203。

（4）断裂韧性

含氮的 0Cr17Ni12Mo2N 钢和 00Cr17Ni13Mo2N 钢的低温断裂韧性如图 13.7-441 所示。

（5）耐蚀性

表 13.7-197 0Cr17Ni12Mo2 钢的物理性能

密度/g·cm⁻³	8.00				熔点/℃					1 371 ~ 1 398			
温度/℃	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	198	193	189	185	180	175	170	165	160	156	151	146	141	134
切变模量 G/GPa	77.3	74.5	72.4	70.3	68.2	66.1	64.0	61.9	59.8	58.4	56.9	55.5	54.1	52.7

温度/℃	20	93	95	204	316	427	538	649	871
热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹	13.4	—	—	15.5	—	18.8	—	21.8	24.3
比热容 c/J·kg⁻¹·K⁻¹	444	—	—	515	—	561	—	582	628
电阻率 ρ/nΩ·m	—	670	—	810	950	1 080	1 160	—	—
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10⁻⁶K⁻¹	—	—	15.7	16.3	—	17.5	—	18.3	18.9

表 13.7-198 00Cr17Ni14Mo2 钢的物理性能

密度/g·cm⁻³	7.98			
弹性模量 E（20℃）/GPa	199			
比热容（20℃）/J·kg⁻¹·K⁻¹	485			
热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹	20℃ 14	100℃ 15	300℃ 18	500℃ 21
线胀系数（20℃）α_l/10⁻⁶K⁻¹	—	16.0	17.5	—

表 13.7-199 0Cr17Ni12Mo2N 和 00Cr17Ni13Mo2N 的化学成分（质量分数） %

钢号名称	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
0Cr17Ni12Mo2N	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00/14.00	16.00/18.00	2.00/3.00	0.10/0.22
00Cr17Ni13Mo2N	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.50/14.00	16.00/18.00	2.00/3.00	0.12/0.22

表 13.7-200　0Cr17Ni12Mo2N 钢和 00Cr17Ni13Mo2N 钢的室温力学性能（摘自 GB/T 1220—1992）

钢号名称	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
0Cr17Ni12Mo2N	固溶	≥550	≥275	≥35	≥50	≤217
00Cr17Ni13Mo2N	固溶	≥550	≥245	≥40	≥50	≤217

表 13.7-201　00Cr17Ni13Mo2N 的室温力学性能（实测值）

规格	热处理	σ_b/MPa	σ_1/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
≤75 mm 板	固溶	580～780	320	280	40

表 13.7-202　00Cr17Ni12Mo2N 钢的高温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_1/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
100	≥550	≥246	≥211	≥35
150	—	≥218	≥185	—
200	≥520	≥198	≥167	≥35
250	—	≥183	≥155	—
300	≥490	≥175	≥145	≥35
350	—	≥169	≥140	—
400	≥460	≥164	≥135	≥35
450	—	≥160	≥131	—
500	≥430	≥158	≥129	≥35
550	—	≥157	≥127	—

表 13.7-203　0Cr17Ni12Mo2 的持久性能和蠕变性能

温度/℃	$\sigma_{b/10\,000}$ /MPa	$\sigma_{b/100\,000}$ /MPa	$\sigma_{1/10\,000}$ /MPa	$\sigma_{1/100\,000}$ /MPa
566	286.1	227.5	255.1	200
649	179.3	131	117.2	86.2
732	96.5	64.1	60	42.1
816	44.8	27.6	27.6	17.9

这两个含氮钢的耐蚀性基本保持了不含氮钢的耐蚀水平。而在耐点蚀和耐缝隙腐以及耐晶间腐蚀方面则有所改善。作为尿素生产设备用钢，00Cr17Ni13Mo2N 钢在休氏腐蚀实验中（65% HNO_3，沸腾，48 h×5），其腐蚀率小于 3.3 μm/48 h，耐点蚀，耐缝隙腐蚀，耐应力腐蚀及耐选择性腐蚀均优于 00Cr17Ni12Mo2 钢。对于高碳的 0Cr17Ni12Mo2N 钢，在经过焊接或 450～900℃的温度范围受热，耐晶间腐蚀明显下降，欲恢复其耐晶间腐蚀性能，需进行固溶处理。若不允许固溶处理，应选择 00Cr17Ni13Mo2N 钢。

（6）工艺性能

1）热加工　钢的热加工性能良好，与不含氮钢相似，由于其强度高，需稍大的变形力。适宜的热加工温度范围为 1 150～850℃。

2）冷加工　除变形抗力稍大外，此类钢易于冷成形。

3）热处理　固溶处理温度为 1 010～1 120℃。薄带生产的保温时间为 5 min/mm（厚度），在水或空气中冷却。消除应力退火温度为 250～450℃×（2～4 h）空冷。

4）焊接　可采用各种焊接方法进行焊接，焊接材料宜选用与之相匹配的含氮的焊接材料，以保证材料的力学性能。对于 00Cr17Ni13Mo2N 钢焊后不需固溶处理，在强腐蚀环境下使用的焊接件，不推荐选用 0Cr17Ni12Mo2N 钢。

（7）物理性能

这两个牌号钢的物理性能见表 13.7-204。

表 13.7-204　0Cr17Ni12Mo2N 钢和 00Cr17Ni13Mo2N 钢的物理性能

项　目	指标	项　目	指标
密度(20℃)/g·cm^{-3}	8.0	线胀系数/10^{-6}K^{-1}	
		20～100℃	16.5
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	500	20～200℃	17.0
		20～300℃	17.5
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}		20～400℃	18.0
		20～500℃	18.0
20℃	15	20～600℃	18.0
		20～700℃	18.5
100℃	16	电阻率（20℃）/nΩ·m	730
		弹性模量/GPa	
300℃	19	20℃	200
		100℃	194
500℃	21	200℃	186
		300℃	179
700℃	23	400℃	172

（8）应用

0Cr17Ni12Mo2N 钢和 00Cr17Ni13Mo2N 钢主要用于要求较高强度的腐蚀环境，超低碳型 00Cr17Ni13Mo2N 钢在化肥生产，人造纤维生产，造纸工业，制药工业的反应器，高压设备管线、泵、阀门等得到广泛应用。在尿素生产中，需通过休氏试验的设备和管线尤其适用。亦可用于超导和核聚变环境中的无磁高强度部件。

2.1.15　控氮 00Cr17Ni12Mo2（316NG）

控氮 00Cr17Ni12Mo2 奥氏体不锈钢，是为解决 0Cr17Ni12Mo2 钢在沸水核动力堆出现 IGSCC 而发展起来的钢种。此钢具有良好的抗敏化能力，进而提高了它在反应堆高温水环境中的耐 IGSCC（晶间应力腐蚀破裂）能力。

在沸水堆运行过程中，曾发生常规的奥氏体不锈钢（304、316）管道材料 IGSCC，为此，美国的 GE 公司开发了 304NG 和 316NG（NG 代表核级），此类钢既具有 304 和 316 的强度水平又具有 304L、316L 的耐晶间腐蚀能力，整个研究工作于 1982 年完成，先后用于沸水堆和压水堆。日本已将 316NG 用于压水堆主管道。法国针对压水堆的主管道的工况条件，于 20 世纪 70 年代对能够用于主管道的 3 类奥氏不锈钢进行了深入研究，结果均不理想。第一类为稳定化型奥氏体不锈钢（如 AISI321 和 AIS347），这类钢能够满足压水堆主管道的核规范的强度和耐蚀性要求，但其焊接性能不如 304 和 316，况且因有钛和铌的加入，生产难度较大，而且 TiN、NbN 夹杂将对后期弯管加工制造产生不利影响；第二类为标准型的 304 和 316 型奥氏体不锈钢，这类钢在早期反应堆中已得到应用，强度水平可满足规范要求，但钢中的碳含量较高，耐晶间腐蚀能力不足，厚截面材料焊后易遭受晶间腐蚀，这是导致管道材料晶间型应力腐蚀破裂的主要诱发因素；第三类为超低碳型奥氏体不锈钢 304L、316L，两者耐晶间腐蚀、焊接性能、加工性能均很优异，但最大的不足是强度水平低，不能满足核规程要求。

鉴于对上述 3 类钢的分析，法国的材料研究工作者致力于开发一种在合金成分上不脱离核动力用钢的标准规定范围，力学性能与标准型 316 不锈钢相当，耐晶间腐蚀性能不低于超低碳的奥氏体不锈钢。从单纯技术角度出发，AISI316LN 可满足上述要求，但 316LN 属于新钢种，其中氮的含量超出 AISI316L 和 AISI316 规定范围。这种变化将会使根据 316 奥氏体

不锈钢长期使用经验，并花费了大量时间和投资获得的核规范付之东流，这种现实无法被接受。于是法国于 20 世纪 70 年代中期研制出一种控氮奥氏体不锈钢，称 ICL167CN，在 RCC—M 标准中为 Z2CND18—12。这种材料的研究技术思路与 316NG 一致，但钢中的碳、氮含量有些差别。

我国于 20 世纪 80 年代中期开始研究控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢，用于压水核动力堆主管道。其工业产品性能水平均达到或超过国外产品。

(1) 化学成分

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的化学成分见表 13.7-205。

表 13.7-205 控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢化学成分（质量分数） %

国别	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ni	Co	B
中国	≤0.03	≤0.75	≤2.00	≤0.035	≤0.030	17.00/18.50	11.50/13.00	2.30/3.00	0.06/0.12	≤0.2	≤0.001 8
法国	≤0.035	≤1.00	≤2.00	≤0.04	≤0.030	17.00/18.20	11.50/12.50	2.25/2.75	≤0.08	≤0.2	≤0.001 8
日本	≤0.020	0.30/0.75	≤2.00	≤0.030	≤0.030	16.00/18.00	12.00/14.00	2.00/3.00	0.07/0.12	—	—

(2) 室温和 350℃的力学性能

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢在不同国家的标准中规定的室温和 300℃、350℃的力学性能指标有所差别（见表 13.7-206）。工业产品的实际测定结果见表 13.7-207、表 13.7-208 和表 13.7-209。

表 13.7-206 不同标准所规定的控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的力学性能指标

标准或技术条件	室温拉伸				a_{KU} /J·cm^{-2}	350℃拉伸			
	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
法国 RCC—M 3301	≥520	≥220	≥45	—	≥160	—	≥135	—	—
RCCM—3305	≥510	≥210	≥35	—	≥120	—	≥130	—	—
日本住友 SUSF316	≥520	≥206	≥45	≥50	—	≥417①	≥131①	—	—

① 300℃的力学性能指标。

表 13.7-207 控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢管（ϕ310 × 24 mm）的室温力学性能

材料名称	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
控氮 00Cr17Ni12Mo2	573	278	56	74	370
316L	555	223	57	74	—

表 13.7-208 控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢管的高温力学性能
（试样取自 ϕ310 × 24 mm 钢管）

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
200	473	196	46	78	—
300	458	175	43	76	—
350	450	168	42	74	347
400	453	155	43	74	—

表 13.7-209 控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢弯管接头的力学性能

纵向位置	圆周方向位置	室温拉伸				300℃拉伸			
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
直管 0°	中部	568	278	62	78	430	159	48	82
	外侧	568	278	55	76	436	165	48	79
开始弯曲	中部	564	275	60	79	429	160	48	79
	内侧	564	257	62	79	435	139	50	77
45°	外侧	566	253	58	76	429	142	45	69
	中部	564	263	60	78	429	159	48	79
	内侧	569	272	58	77	436	140	49	81
规定值		≥520	≥206	≥45	≥50	≥435	≥131	—	—

注：钢的成分（质量分数）（%） <0.01C - 0.48Si - 1.74Mn - 0.021P - 0.001S - 17.30Cr - 12.70Ni - 2.56Mo - 0.095N；24B × Sch100。

钢的固溶处理温度与室温和 350℃的力学性能之间的关系如图 13.7-476 和图 13.7-477 所示。

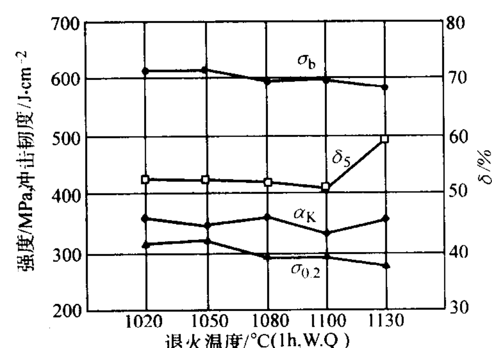


图 13.7-476 不同固溶温度对室温力学性能的影响

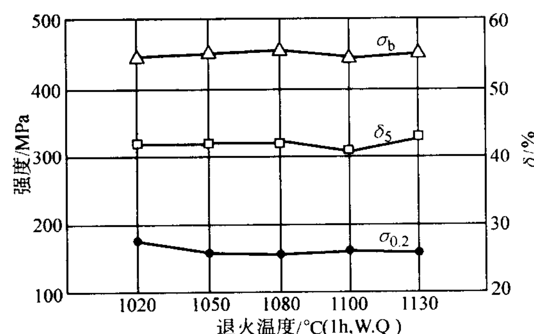


图 13.7-477 不同固溶温度对 350℃力学性能的影响

(3) 疲劳和断裂韧性

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的室温疲劳性能如图 13.7-478 和图 13.7-479 所示。其疲劳性能优于 00Cr17Ni12Mo2 钢。

断裂韧性采用 J 积分积确定，试样尺寸为 14 mm × 28 mm

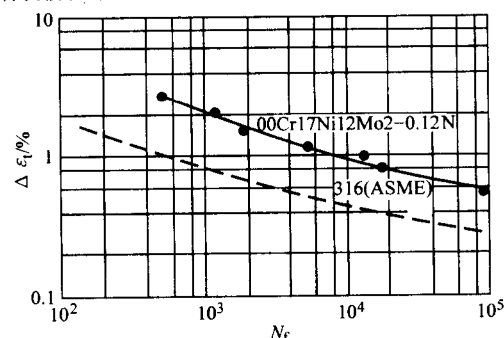


图 13.7-478 控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的低周疲劳曲线
（固溶状态，试样 M12 mm × 100 mm，GB 6399—86）

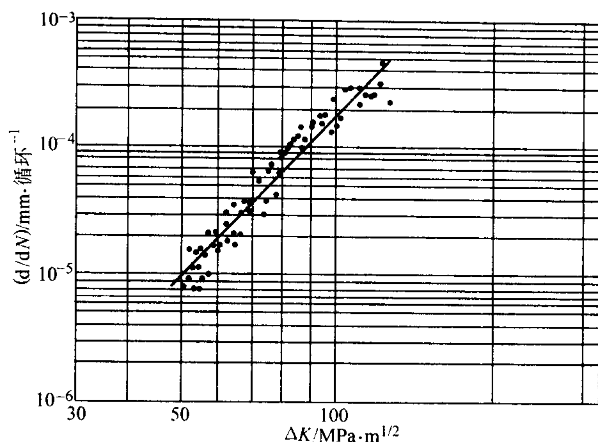


图 13.7-479　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的疲劳裂纹扩展速率

（固溶态，试样为 100 mm×96 mm×20 mm）

$\lg C=-12.08$，$n=4.16$，

$da/dN=C\ (\Delta K)^n=8.317\times10^{-13}\ (\Delta K)^{4.16}$

×130 mm，中间线切割并开疲劳裂纹，其值为：$J_{1C}=885.4$ kN/m，$K_{1C}=421.3$ MPa·m$^{1/2}$（由 $K_{1C}=\sqrt{J_{1C}}$计算得出）

（4）持久性能

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的 550℃和 600℃的持久强度优于 ASME 规范中的 00Cr17Ni12Mo2 钢，如图 13.7-480 所示。

（5）耐蚀性

1）均匀腐蚀　钢的耐均匀腐蚀性能优于非控氮的 00Cr17Ni14Mo2 钢，在硝酸中的耐蚀性如图 13.7-481 所示。其腐蚀率明显优于 0Cr18Ni10Ti 钢。在 $1NH_2SO_4$ 中的极化行为如图 13.7-482 所示。该钢较 00Cr17Ni12Mo2 钢易于钝化，在反应堆高温高压水环境中的腐蚀量、金属释放量与试验时间的关系如图 13.7-483 所示。

2）敏化和晶间腐蚀　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢具有极好的抵抗敏化能力和耐晶间腐蚀性能，即便是长时间敏化处理（700℃ × 100 h）其再活化率 R_a 值也达不到 10%，而 00Cr17Ni12Mo2（316L）钢仅经 700℃×2 h 敏化，再活化率就能达到 10%，其 TTS 如图 13.7-484 所示。

3）点腐蚀　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢，由于氮的加入，其

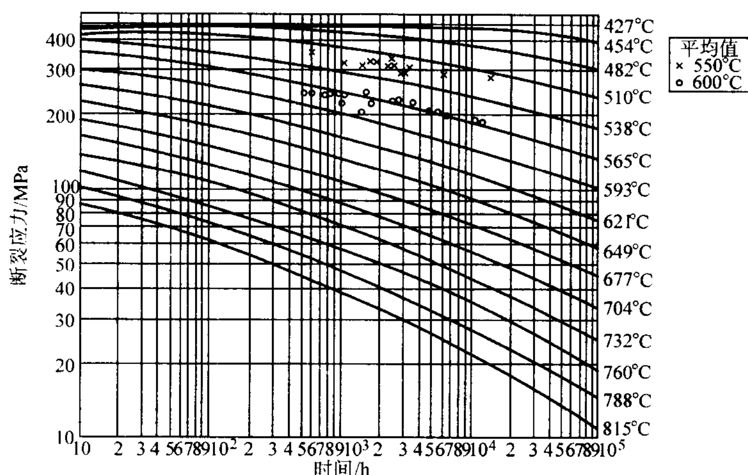


图 13.7-480　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的持久强度

（与 Code Case 1592ASME 比较）

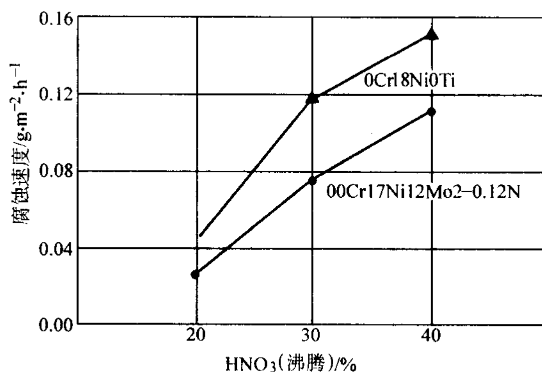


图 13.7-481　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢在硝酸中的腐蚀

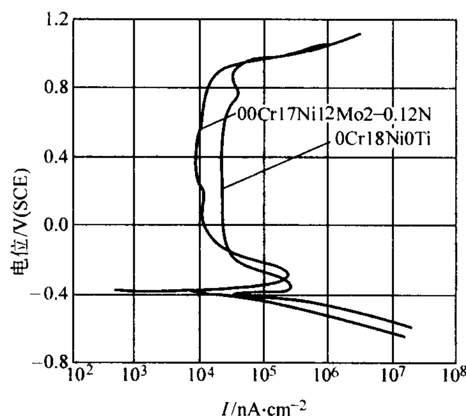


图 13.7-482　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢在 30℃，$1NH_2SO_4$ 中的极化曲线

耐点蚀性能明显优于 0Cr18Ni10Ti 钢，见表 13.7-210。

在 30℃，3.5%NaCl 溶液中的点蚀电位如图 13.7-485 所示。钢的耐点蚀性能明显优于 0Cr18Ni10Ti 钢。

4）应力腐蚀

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢在 42% 沸腾 $MgCl_2$ 和高温高压水中的应力腐蚀行为分别见表 13.7-211 和表 13.7-212。

（6）工艺性能

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的工艺性能类似于 00Cr17Ni14Mo2 钢和 00Cr17Ni14Mo2 钢，生产板、管、丝带等冶金产品无特殊困难。推荐的热加工温度范围为 1 000～1 250℃。

钢的热处理固溶温度范围较宽，在 1 020～1 130℃之间均可，可根据材料截面尺寸和品种进行选择。

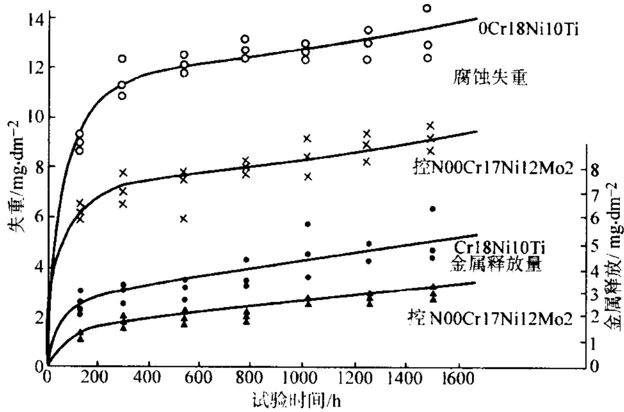


图 13.7-483　在高温高压水中 00Cr17Ni12Mo2 钢的腐蚀

静态高温中性高纯去离子水，pH = 7 ± 0.2，电导率 < 1 μs/cm²，$O_2 \leqslant 0.1$ mg/L，试验温度为（265 ± 1）℃，试验 7 个周期共 1 507 h，每周期更新介质，试验后用 APAC 法脱膜

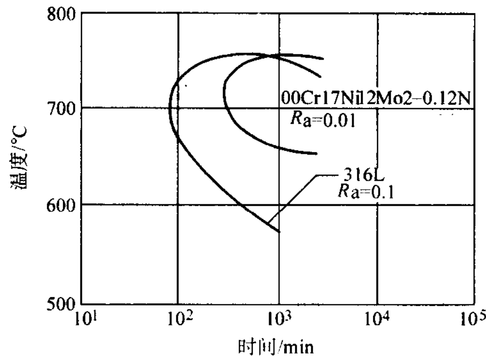


图 13.7-484　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢和 316L 不锈钢的 TTS 曲线

表 13.7-210　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢和 0Cr18Ni10Ti 钢的耐点蚀性能

材料名称	平均腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹	最大点蚀深度/mm
控氮 00Cr17Ni12Mo2	1.985 5	0.8
0Cr18Ni10Ti	15.256 2	1.4

注：试验条件　22℃，6% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$。

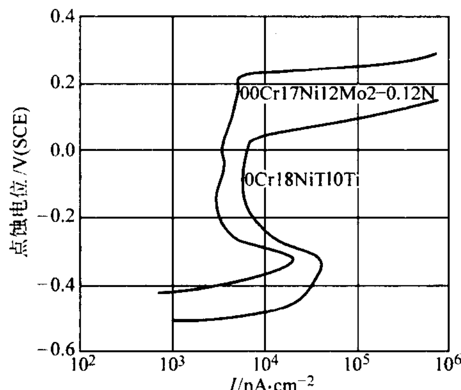


图 13.7-485　控氮 00Cr17Ni12Mo2 的点蚀电位

（3.5% NaCl，GB/T 17898—1999）

表 13.7-211　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢在 42% 沸腾 $MgCl_2$ 中的应力腐蚀（3 mm × 10 mm × 75 mm，GB/T 17898—1999）

材料名称	开裂时间/mm
控氮 00Cr17Ni12Mo2	405
0Cr18Ni10Ti	240

表 13.7-212　00Cr17Ni12Mo2 钢弯头的 CERT 试验结果

位置		敏化条件	最大应力/MPa	最大应力应变/%	断裂应变量/%	SCC 断口/%
45℃	外侧	700℃ × 30 h，A、C	454	41.3	43.8	0
	内侧	700℃ × 30 h，A、C	471	39.4	43.1	0

注：试验条件　纯水，D·O·36 × 10⁻⁶，应变速度 4.17 × 10⁻⁶/s。

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢焊接性能良好，一些焊接参数可参照 00Cr17Ni14Mo2 钢。手工钨极氩弧焊焊丝推荐采用 H00Cr17Ni12Mo2，手工电弧焊焊条为 CHS022NG。

（7）物理性能

密度：8.04 g/cm³。

线胀系数、弹性模量、切变模量、泊松比、热导率、比热容的数据如图 13.7-486 ~ 图 13.7-489 所示。

（8）应用

控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢主要应用于压水堆主管道，1、2、

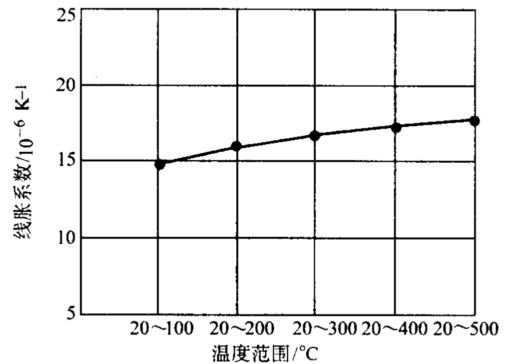


图 13.7-486　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢平均线胀系数

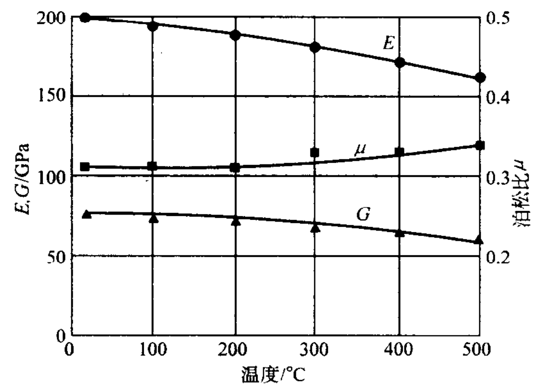


图 13.7-487　控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的弹性模量、切变模量及泊松比

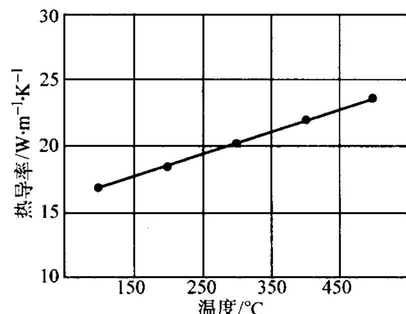


图 13.7-488　控氮 00Cr17Ni12Mo2 的热导率

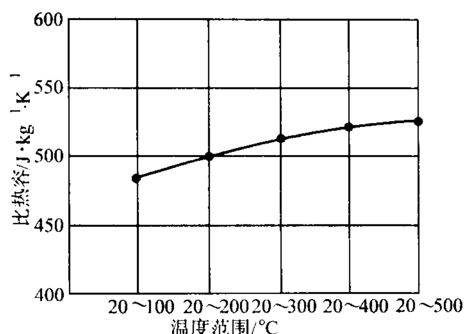


图 13.7-489 控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的热导率

3级设备用锻件、冲压件，热交换器冷精整无缝钢管、设备用钢管；设备和辅助设备用焊接件；堆用构件用螺栓等。在沸水堆中主要用于耐 IGSCC 的管路等。

由于控氮 00Cr17Ni12Mo2 钢的力学性能和耐蚀性能的良好配合，亦可广泛应用于化学加工工业，用以制造换热器、容器、管道等。

2.1.16 尿素级 00Cr17Ni14Mo2（316L，UG[1]）

尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢是在 00Cr17Ni12Mo2 钢的基础上，通过提高镍含量和降低钢中的磷含量，从而提高了钢在尿素生产环境中的耐均匀腐蚀、耐选择性腐蚀和耐晶间腐蚀性能所形成的新钢种。此钢已成为尿素生产装置的关键材料。

（1）化学成分

尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢的化学成分见表 13.7-213。

表 13.7-213 尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
≤0.03	≤0.70	1.50/2.00	≤0.03	≤0.03	17.00/18.50	13.00/16.00	2.20/3.00

（2）室温力学性能

尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢技术条件规定的室温力学性能指标见表 13.7-214。工业产品实测值见表 13.7-215。

表 13.7-214 尿素级 00Cr17Ni14Mo2 的力学性能指标

材料类型	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
挤压管	≥480	—	≥40	—
板 材	≥490	≥177	≥40	—

表 13.7-215 工业产品的室温力学性能实测值

材料类型	热处理状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J·cm^{-2}
棒	固溶处理	540	215	40	71	195
φ219 mm×7 mm 管	980℃固溶	520/525	—	49/52	—	—
φ219 mm×8 mm 管	1 070℃固溶	550	—	52	—	—
φ168 mm×6 mm 管	1 070℃固溶	525/535	—	53/54	—	—
φ168 mm×3.4 mm 管	980℃固溶	550	—	48/52	—	—
热轧中板	1 050~1 080℃固溶	555	290	53	—	—

（3）高温拉伸性能

尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢的高温瞬时拉伸性能如图 13.7-490 所示。

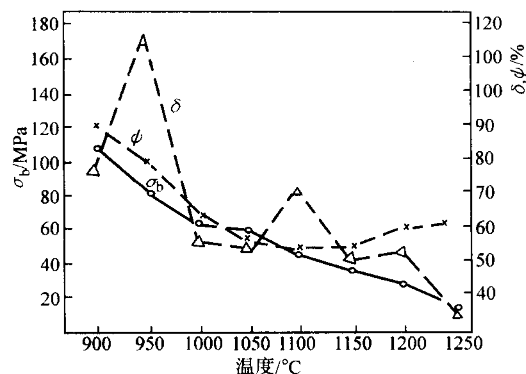


图 13.7-490 尿素级 00Cr17Ni14Mo2 高温拉伸性能

（4）耐蚀性

1）均匀腐蚀 在 H_2SO_4 中钢的耐蚀性见表 13.7-216。

表 13.7-216 尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢在 H_2SO_4 中的腐蚀

钢 号	温度/℃	浓度/%	时间/h	腐蚀率/g·m^{-2}·h^{-1}
尿素级 00Cr17Ni14Mo2	50	10	6	0.51
	50	20	6	12.54
	沸腾	5	6	6.40
00Cr19Ni10	沸腾	5	6	94.85

尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢工业产品的休氏试验结果见表 13.7-217。

表 13.7-217 00Cr17Ni14Mo2 钢的耐蚀性

材料类型	休氏（Herey）试验/μm·（48 h）$^{-1}$						选择腐蚀/μm	
	1	2	3	4	5	平均	垂直轧向	平行轧向
挤压管 1	0.852	0.794	0.815	0.802	0.811	0.818	30	60
挤压管 2	2.033	1.966	2.240	2.214	2.268	2.144	—	—
热轧中板	2.13	1.79	2.28	2.20	3.15	2.31	—	—

尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢在尿素生产工艺介质中的耐蚀性见表 13.7-218。

表 13.7-218 尿素级 00Cr17Ni14Mo2 钢在尿素介质中的腐蚀

钢 号	挂片时间/h	在尿素合成塔液相中的腐蚀率/g·m^{-2}·h^{-1}	在汽提塔气相的腐蚀率/g·m^{-2}·h^{-1}
00Cr25Ni22Mo2N(2RE69)	7 000	0.006 7	0.008 3
尿素级 00Cr17Ni14Mo2	13 800	0.039 6	—
00Cr18Ni15Mo3Si2N(3RE60)	7 000	0.060 4	—
00Cr17Ni13Mo2N	7 000	0.155 5	0.330 0
00Cr17Ni13Mo2N(316LN)	7 000	0.032 4	0.066 6

[1] UG—— urea grade（尿素级）。

2）晶间腐蚀 为尿素级00Cr17Ni14Mo2钢中的碳含量≤0.02%时，可通过所有的晶间腐蚀试验方法进行检验。

3）耐点蚀性能 尿素级00Cr17Ni14Mo2钢的点蚀击穿电位值见表13.7-219。

表13.7-219 尿素级00Cr17Ni14Mo2钢的击穿电位

钢 号	击穿电位值/mV	
	40℃，3% NaCl	40℃，5% H_2SO_4 + 3% NaCl
尿素级00Cr17Ni14Mo2	200～300	500
0Cr18Ni10Ti	80～100	250

（5）工艺性能

1）热加工 尿素级00Cr17Ni14Mo2钢的热加工性能良好，其热塑性较00Cr19Ni10钢稍低，变形抗力稍高。钢的适宜锻、轧温度为950～1 300℃，热加工加热温度以1 150～1 200℃为宜，热穿孔的适宜加热温度为1 100～1 150℃。

2）冷加工 钢的冷加工特性同于00Cr17Ni14Mo2钢。

3）热处理 钢的固溶处理温度为1 050～1 100℃，固溶温度对其室温力学性能的影响如图13.7-491所示。

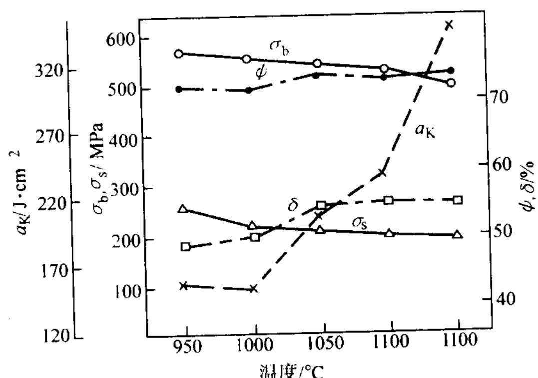


图13.7-491 尿素级00Cr17Ni14Mo2钢的固溶处理温度与室温力学性能的关系

4）焊接 尿素级00Cr17Ni14Mo2钢具有良好的焊接性能，可采用各种焊接方法进行焊接，焊接材料为00Cr25Ni22Mn4Mo2N钢，焊后不需热处理，其焊后的耐蚀性和力学性能近于母材，可满足尿素生产设备的技术要求。

（6）物理性能

尿素级00Cr17Ni14Mo2钢的物理性能见表13.7-220。

表13.7-220 尿素级00Cr17Ni14Mo2的物理性能

项 目	数 值
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	
20～100℃	16.5
20～200℃	17.0
20～300℃	17.5
20～400℃	18.0
20～500℃	18.0
20～600℃	18.0
20～700℃	18.5
20～800℃	19.0
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	
20℃	470
100℃	500
300℃	500
500℃	590
700℃	630

续表13.7-220

项 目	数 值
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}	
20℃	15
100℃	16
300℃	19
500℃	21
700℃	23
弹性模量/GPa	
20℃	200
400℃	170
600℃	150
800℃	135

（7）应用

尿素级00Cr17Ni14Mo2钢主要用于尿素合成塔，高压甲铵冷凝器等，亦可应用其他化学加工工业的装置和设备。

2.1.17 0Cr18Ni12Mo2Ti

0Cr18Ni12Mo2Ti钢是为解决0Cr17Ni12Mo2钢的晶间腐蚀问题而发展起来的钢种。与0Cr17Ni12Mo2钢相比，由于添加稳定化元素钛，提高了钢的抗敏化能力，进而提高了钢的耐晶间腐蚀性能，此外钢的强度也稍有提高，钢的其他性能与0Cr18Ni12Mo2钢相近，0Cr18Ni12Mo2Ti钢适合于制造焊接部件。

（1）化学成分

0Cr18Ni12Mo2Ti钢的化学成分见表13.7-221。

表13.7-221 0Cr18Ni12Mo2Ti的化学成分（质量分数）
（摘自GB/T 1220—1992） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti
≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	16.00/19.00	11.00/14.00	1.80/2.50	5×C%～0.7

（2）室温力学性能

0Cr18Ni12Mo2Ti钢的室温力学性能标准规定值和实测值见表13.7-222。

表13.7-222 0Cr18Ni12Mo2Ti钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
1 000～1 100℃快冷（摘自GB/T 1220—1992）	≥530	≥205	≥40	≥55	≤187
1 000～1 100℃水冷（实测值）	539/767	216/414	41.2/67	55/77.5	—

（3）低温力学性能

0Cr18Ni12Mo2Ti钢的低温力学性能见表13.7-223。

表13.7-223 冷加工态0Cr18Ni12Mo2Ti钢的低温力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
21	932	824	23	73
-76	1 275	932	31	60

（4）高温力学性能

0Cr18Ni12Mo2Ti钢的高温拉伸性能和持久、蠕变性能分别见表13.7-224和表13.7-225。

（5）耐蚀性

0Cr18Ni12Mo2Ti钢在固溶状态下的耐均匀腐蚀性能同于1Cr18Ni12Mo2Ti钢，其耐蚀性能数据示于图13.7-492和表13.7-226。

表 13.7-224　0Cr18Ni12Mo2Ti 钢的高温拉伸性能

热处理制度	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
1 040℃水冷	20	588	255	65	75	255
	200	451	177	38	68	—
	400	451	177	32	61	353
	500	431	128	40	62	353
	600	392	118	35	62	353
	700	304	118	47	47	323

(6) 工艺性能

1) 热加工　0Cr18Ni12Mo2Ti 钢易于热加工，适宜的热加工加热温度为 1 150 ~ 1 200℃，热加工温度范围为 900 ~ 1 200℃。

表 13.7-225　0Cr18Ni12Mo2Ti 钢的持久强度和蠕变强度

温度/℃	持久强度和蠕变强度/MPa					
	$\sigma_{b/1\,000}$	$\sigma_{b/10\,000}$	$\sigma_{b/10\,000}$	$\sigma_{1/1\,000}$	$\sigma_{1/10\,000}$	$\sigma_{1/100\,000}$
538	—	—	—	166.8	103	—
550①	333.5	274.7	235.4	—	—	—
600①	264.9	176.6	127.5	107.9	88.3	54/68.7
650②	176.6	107.9	68.7	58.9	49.05	27.5
700②	68.7	39.2	29.4	58.9	39.2	—

① 1 150℃淬火，750℃时效。
② 1 100℃淬火。

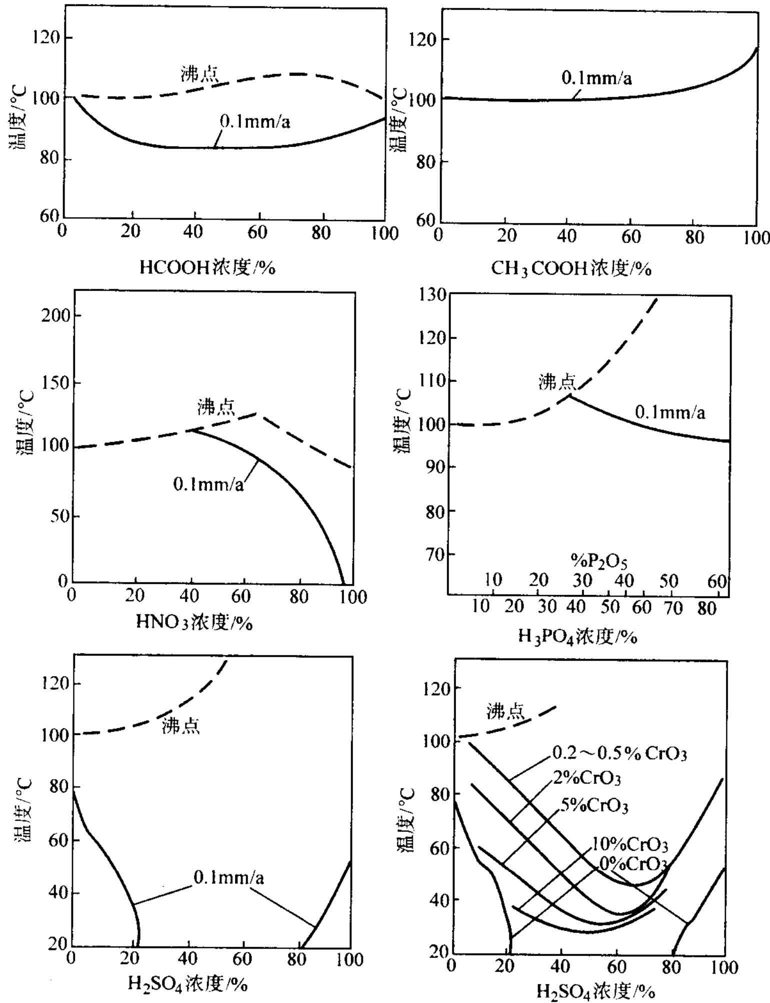


图 13.7-492　1Cr18Ni12Mo2Ti 钢和 0Cr18Ni12Mo2Ti 钢在一些腐蚀介质中的等腐蚀图

表 13.7-226　0Cr18Ni12Mo2Ti 钢的耐蚀性

介质条件			腐蚀速度
介质	浓度/%	温度/℃	/mm·a^{-1}
硫　酸	1	85	<1.0
	3	80	<3.0
	5	20	<0.1
	5	80	1.0 ~ 3.0
	10	20	<0.1
	10	80	1.0 ~ 3.0
	20	20	<0.1
	20	60	<3.0
	40	20	<0.1
	40	60	>10

续表 13.7-226

介质条件			腐蚀速度
介质	浓度/%	温度/℃	/mm·a^{-1}
硫　酸	80	20	<0.1
	80	60	3.0 ~ 10.0
亚硫酸	20	20	<0.1
	饱和溶液	20	<0.1
	潮湿气体	20	<0.1
	饱和溶液	160 ~ 200(0.8 ~ 2.0 MPa)	<0.1
磷酸	1 ~ 80	20	<0.1
	1 ~ 45	沸腾	<0.1
	1	140(0.3 MPa)	<0.1
	80	60	<0.1

续表 13.7-226

介质条件			腐蚀速度
介质	浓度/%	温度/℃	/mm·a⁻¹
磷酸	80	110~沸腾	1.0~3.0
盐酸	0.5	20	<0.1
	0.5	沸腾	<3.0
	1	20	<0.1
	1	50	<3.0
	5	20	<0.1
	5	60	<3.0
	10	20	<1.0
	10	60	3.0~10.0
	20	20	<3.0
	20	60	>10.0
	30	20	3.0~10.0
铬酸	10	20	<0.1
	10	沸腾	<1.0
	50	20	<0.1
	50	沸腾	<3.0
氢氧化钠	10~30	20~沸腾	<0.1
	40~60	120	<0.1
	60	160	<3.0
	78	120	<0.1
	熔体	318	1.0~3.0
氯	干燥的	20	<0.1
	潮湿的	20	<10.0
	潮湿的	100	>10.0
	氯 水	20	<0.1
氯苯	纯的	沸腾	<0.1
漂白粉	干燥的溶液	20	<0.1
	溶液+2.5%Cl	20	<0.1
氯化氢	干燥的气体	20~100	<1.0
	干燥的气体	200	<10.0
氯化铁	30~50	20	3.0
氯化铵	28~饱和溶液	100	<0.1
氯化钙	饱和溶液	100	<0.1
碘	溶 液	20	>10.0
碘 仿	蒸 汽	60	<0.1
溴化钾	溶 液	20	<0.1
亚硫酸酐	潮湿的	20	<0.1
	潮湿的	300	<0.1
	潮湿的	500	<1.0
	潮湿的	900	<3.0
亚硫酸钠	50	沸腾	<0.1
亚硫酸氢钠	50	沸腾	<0.1
纤维素	纤维素蒸煮时	沸腾	0 (190 h)
尿素	溶 液	20	<0.1

2) 冷加工 冷加工性能良好，工艺特点与0Cr17Ni12Mo2钢相同。

3) 热处理 固溶退火温度为1 000~1 100℃，冷却方式以快冷为宜，多采用水冷，薄截面尺寸亦可采用空冷。

4) 焊接 可采用通常焊接奥氏体不锈钢的方法进行焊接，焊后不需固溶处理并且无晶间腐蚀倾向，可采用奥202、奥207、奥212等焊接材料进行焊接。

(7) 物理性能

0Cr18Ni12Mo2Ti的物理性能见表13.7-227。

表 13.7-227 0Cr18Ni12Mo2Ti 钢的物理性能

项 目	数 值
密度/g·cm⁻³	7.9
线胀系数/10⁻⁶K⁻¹	
20~100℃	15.7
20~200℃	16.1
20~300℃	16.7
20~400℃	17.2
20~500℃	17.6
20~600℃	17.9
20~700℃	18.2
热导率/W·m⁻¹·K⁻¹	
20℃	15.9
100℃	19.7
200℃	20.5
300℃	21.3
400℃	23
500℃	24.3
600℃	25.1
弹性模量/GPa	199
电阻/nΩ·m	750

(8) 应用

0Cr18Ni12Mo2Ti钢的应用领域同00Cr17Ni13Mo2钢。在接触还原性介质中的化工设备、管线、泵阀门等已得到成功应用。

2.1.18 00Cr11Ni22Si6Mo2Cu (SS-920)

00Cr11Ni22Si6Mo2Cu钢，简称SS-920，是我国于20世纪90年代初研制成功的低铬、高硅并采用钼、铜合金化的超低碳奥氏体不锈钢。此钢的最大特点是在高温浓硫酸中具有优异的耐蚀性，在130℃，96% H_2SO_4 中，钢的腐蚀速度小于0.05 mm/a。此钢冷、热成形性能良好，可生产板、管、丝、带、锻件、铸件等冶金产品。

(1) 化学成分

SS-920钢的化学成分见表13.7-228。

表 13.7-228 SS-920 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
≤0.03	5.50/7.50	≤1.0	≤0.003	≤0.003	9.0/12.0	18.0/25.0	1.0/2.3	0.8/1.4

(2) 室温力学性能

固溶态SS-920的室温力学性能见表13.7-229。

表 13.7-229 SS-920 的室温力学性能

材料品种	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	杯突值 /mm
铸件	1 100℃×30′水冷	742/755	310/312	45.2/16.2	50.3/52.6	—
1.8 mm 冷轧板	1 080℃×10′水冷	655	220	74	—	12.7
	1 080℃×10′水冷	655	260	71	—	12.8
	1 080℃×10′水冷	700	285	72	—	12.2
	1 080℃×10′水冷	710	295	61	—	12.6

(3) 耐蚀性

SS-920钢在硫酸中的等腐蚀曲线如图13.7-493所示。在不同浓度的浓硫酸中的腐蚀试验结果见表13.7-230和表

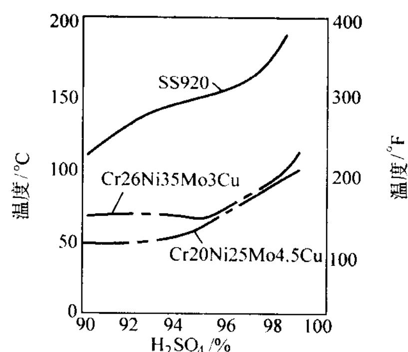


图 13.7-493 SS-920 钢在浓硫酸中的等腐蚀率曲线（0.1 mm/a）

13.7-231。在用有色冶炼厂烟气制备 H_2SO_4 的实际环境中的挂片试验结果见表 13.7-232。

表 13.7-230 固溶态 SS-920 钢在浓 H_2SO_4 中的腐蚀

介质条件	编号	腐蚀速度/mm·a⁻¹			
		90℃	100℃	120℃	130℃
93% H_2SO_4	1	0.003 0	0.008 2	0.022 3	0.052 1
	2	0.003 4	0.009 0	0.027 4	0.063 0
	3	0.002 1	0.006 7	0.020 3	0.041 2
	4	0.002 8	0.007 6	0.021 4	0.051 1
96% H_2SO_4	1	0.000 8	0.005 5	0.010 8	0.019 0
	2	0.001 0	0.007 7	0.015 6	0.034 2
	3	0.001 2	0.002 4	0.012 3	0.032 6
	4	—	0.008 1	0.011 7	0.032 6

表 13.7-231 SS-920 钢的动态腐蚀试验结果

H_2SO_4 浓度/%	线速度/m·s⁻¹	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
96	1.8	100	0.002 5
96	1.8	120	0.015 0
96	1.8	130	0.034 4

表 13.7-232 在冶炼烟气制备 H_2SO_4 中的挂片结果

介质条件	时间/a	牌号	腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹
二吸塔捕沫器，98% $H_2SO_4+SO_3$	1	NAS 305①	0.001 57
	1	SS-920	0.004 17
	1	SS-920	0.000 53

① NAS 305（质量分数）(%)：0.05C-20Cr-30Ni-3Mo-0.30Cu。

（4）工艺性能

1）热加工 SS-920 钢的热加工温度范围较窄，适宜的加热温度为 1 080～1 100℃。

2）热处理 固溶处理温度为 1 080～1 100℃，加热保温后水冷。

3）焊接 SS-920 钢存在一定的热裂纹倾向，仅在选择合适的焊条和规范时可防止焊缝和热影响区的裂纹。焊后由于脆性相析出，使钢变脆，冷弯小于 40°出现破裂，若焊件经 1 080℃固溶处理，钢的塑韧性可得到恢复。

（5）物理性能

SS-920 钢的物理性能见表 13.7-233。

（6）应用

SS-920 钢是用于高温浓硫酸的专用材料，主要用于制造换热器、捕沫器、泵和阀门等。

2.1.19 00Cr20Ni18Mo6CuN（254SMO）

00Cr20Ni18Mo6CuN 不锈钢是一种极低碳的高钼含氮奥氏体不锈钢。由于此钢的 PRE 值（耐点蚀当量值）高达 43，

表 13.7-233 SS－920 的物理性能

项 目	数 值					
密度/g·cm⁻³	7.69					
线胀系数/10⁻⁶K⁻¹						
20～100℃	16.1					
20～200℃	16.4					
20～300℃	16.7					
20～400℃	16.9					
20～500℃	17.3					
比热容/J·kg⁻¹·K⁻¹						
20～100℃	515.4					
20～200℃	536.2					
20～300℃	543.7					
20～400℃	547.7					
20～500℃	558.0					
热导率/W·m⁻¹·K⁻¹						
100℃	11.2					
200℃	14.0					
300℃	15.4					
400℃	17.0					
500℃	18.9					
弹性模量	室温	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃
E/GPa	178.3	174.2	168.1	160.9	155.1	148.2
G/GPa	63.6	62.8	60.4	58.0	55.2	52.9
泊松比	0.40	0.39	0.39	0.39	0.40	0.40

故亦可称为超级奥氏体不锈钢。此钢的特点是在氯化物环境中具有优异的耐蚀性，包括耐点蚀、缝隙腐蚀、应力腐蚀和均匀腐蚀。此外，在一些还原性介质中（如 H_2SO_4、H_3PO_4）和在烟气脱硫环境中亦具有良好的耐蚀性。钢中的氮使其具有较常规奥氏体不锈钢更高的强度水平，其屈服强度为常规奥氏体不锈钢的 1.5 倍。因此在要求耐点腐蚀和耐缝隙腐蚀，又要求具有较高强度的使用条件，此钢是一种理想选择。

（1）化学成分

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的化学成分见表 13.7-234。

表 13.7-234 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
≤0.02	≤0.8	≤1.0	≤0.030	≤0.010	19.50/20.50	17.50/18.50	6.00/6.50	0.5/1.0	0.18/0.22

（2）室温力学性能

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的室温力学性能见表 13.7-235。

表 13.7-235 固溶态 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的室温力学性能

钢材品种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{1.0}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB
中板、薄板、带	≥650	≥300	—	≥35	—		
棒、型钢	≥650	≥300	≥340	≥35	≥50	≥96	≥210

（3）高温力学性能

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的高温瞬时力学性能见表 13.7-236。

表 13.7-236 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的高温瞬时力学性能

钢材品种	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{1.0}$/MPa
10～30 mm 板材横向	50	≥635	≥270	≥305
	100	≥615	≥235	≥270
	200	≥560	≥195	≥225
	300	≥525	≥175	≥205
	400	≥510	≥160	≥190

（4）冷作硬化特性

0Cr20Ni18Mo6CuN 钢同常规奥氏体不锈钢一样可以通过冷加工予以强化，冷加工强化效果如图 13.7-494 所示。

（5）耐蚀性

1）均匀腐蚀　00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 H_2SO_4 中的等腐蚀性如图 13.7-495 和图 13.7-496 所示。

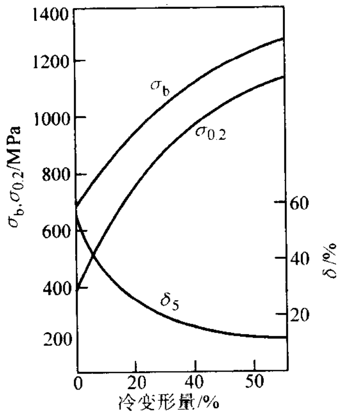


图 13.7-494 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的冷轧加工硬化

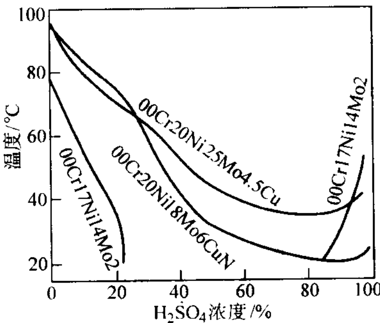


图 13.7-495 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在纯硫酸中的等腐蚀曲线

（0.1 mm/a）

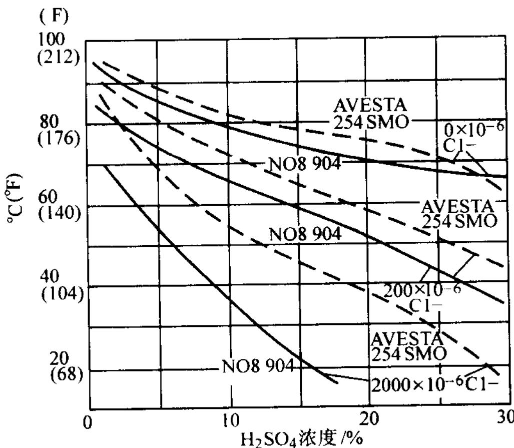


图 13.7-496 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在含 Cl^- 的硫酸中的等腐蚀图

（0.1 mm/a）（NO8904-00Cr20Ni25Mo4.5Cu）

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在盐酸、氢氟酸和氟硅酸中的等腐蚀图如图 13.7-497～图 13.7-499 所示。

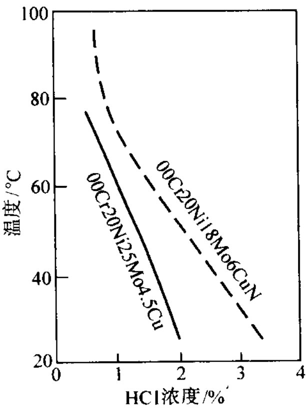


图 13.7-497 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在盐酸中的等腐蚀曲线

（0.1 mm/a）

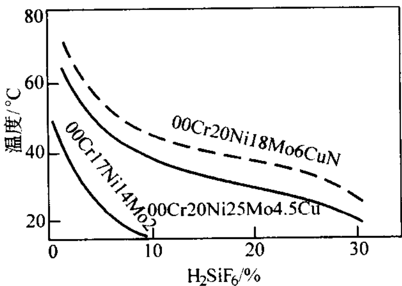


图 13.7-498 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在氟硅酸中的等腐蚀曲线

（0.1 mm/a）

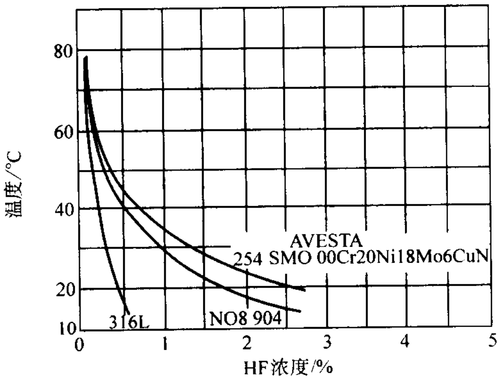


图 13.7-499 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 HF 中的等腐蚀图

（＜0.1 mm/a）

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在实际介质条件下的腐蚀性能见表 13.7-237 和表 13.7-238。

表 13.7-237 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在硫酸牛皮纸纸浆工厂燃料气净化装置中的腐蚀

介质条件	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹ 合金 625	254SMO
515×10^{-6} Cl^-，1 260～3 990 × 10^{-6} SO_4^{2-}，pH1.8，63℃	261	0.01	0.02
1 000 mL/m³ SO_2，10 mL/m³ H_2SO_4，50 mL/m³ HCl，65℃，回收苏打、烟气净化	127	0.03	0.10
2% NH_4Cl，1.5% HCl，0.7% NO_x，0.8% H_2O，1.0% NaOH，pH≤5，25℃		—	0.65

表 13.7-238 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在模拟烟气净化洗涤环境中的腐蚀

介质条件/%	温度/℃	时间/h	腐蚀率/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	备注
$11H_2SO_4 + 1.2HCl + 1.0CuCl_2 + 1.0FeCl_3$	50	24	0.025	无点蚀和缝隙腐蚀
$0.2NaHSO_3 + 3.0Cl^-$，pH4	90	192	0.001	
$25\% H_2SO_4 + 3.0NaCl + 4.5H_2SO_3$	50	18	0.96	
$5.0H_2SO_3 + 1.0NaCl$	50	500	0.001	
人造海水，pH = 1.5	40	4 900	0.000	

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在含杂质 H_3PO_4 和一些混酸中的耐蚀性见表 13.7-239 和表 13.7-240。

表 13.7-239 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 H_3PO_4 和混酸中的耐蚀性

介质条件	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
$54\% P_2O_5 + 0.06\% Cl^- + 1.1\% F^- + 4.0\% H_2SO_4 + 0.27\% Fe_2O_3 + 0.17\% Al_2O_3 + 0.1\% SiO_2 + 0.20\% CaO + 0.70\% MgO$	60	168	0.049
$28\% P_2O_5 + 0.034\% Cl^- + 1.3\% F^- + 1.7H_2SO_4 + 0.4\% Fe_2O_3 + 0.01\% Al_2O_3 + 0.30\% SiO_2 + 0.02\% CaO$	50	168	0.15
	25	168	0.31
$20\% HNO_3 + 4\% HF$	25	168	0.11
$10\% NH_4F_2$	25	168	0.014
$20\% H_2SiF_6$	40	168	0.10
$1\% H_2SO_4 + 0.1\% Cl^-$	70	168	0.008
$1\% H_2SO_4 + 1\% Cl^-$	60	168	0.008
$1\% H_2SO_4 + 1\% Cl^-$，饱和 SO_2	60	168	0.11

2）点腐蚀和缝隙腐蚀 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能如图 13.7-500～图 13.7-503 所示。

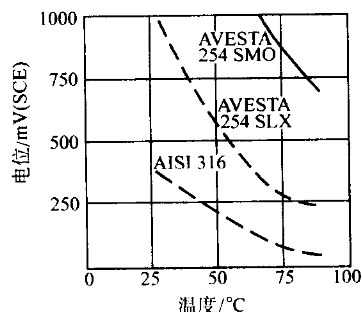


图 13.7-500 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 1MNaCl 中的点蚀电位
（扫描速度 20 mV/min；AVESTA 254SLX 00Cr20Ni25Mo4.5Cu）

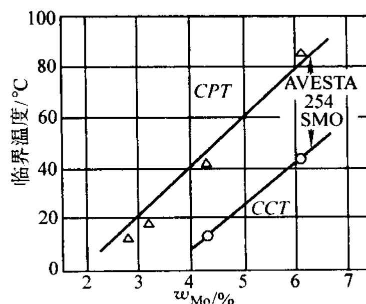


图 13.7-501 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 10%$FeCl_3$ 中的 *CPT* 和 *CCT*

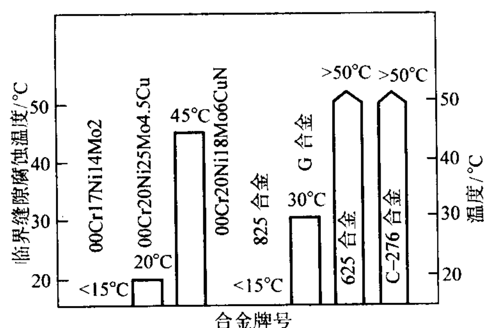


图 13.7-502 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 $FeCl_3$ 溶液中的临界缝隙腐蚀温度

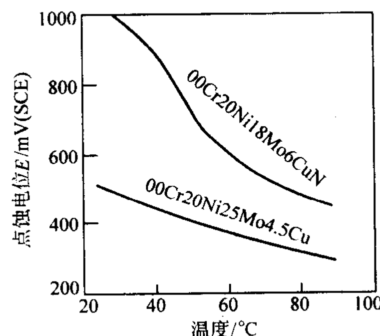


图 13.7-503 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢在 1MNaBr 溶液中的点蚀电位

表 13.7-240～表 13.7-245 给出了 00Cr20Ni18Mo6CuN 在实验室和实际工艺介质中的耐点蚀和耐缝隙腐蚀行为。其性能显著优于 00Cr17Ni14Mo2 钢和 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢。

3）应力腐蚀 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等的应力腐蚀行为见表 13.7-246。

（6）工艺性能

1）热加工 此钢热加工性能良好，但难度较大，要求

表 13.7-240 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等的 CPT 测定结果

试验条件	试验时间/h	CPT/℃ 00Cr17Ni14Mo2	00Cr20Ni25Mo4.5Cu	00Cr20Ni18Mo6CuN
6%$FeCl_3$，pH1.0	24	14	42	87
3%NaCl，600 mVSCE，焊管	—	< 25	53	82
21 g/L NaCl，pH6	—	< 25	50～60	80～90

表 13.7-241 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的 CCT ℃

试验介质	00Cr17Ni14Mo2	00Cr20Ni25Mo4.5Cu	00Cr20Ni18Mo6CuN
$FeCl_3$，41 g/L Cl^-，pH1.2	< 15	20	45
NaCl，21 g/L Cl，pH6	< 25	25～30	60～70

表 13.7-242 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等在天然海水中的缝隙腐蚀试验结果（塑料缝隙试样）

试验条件	时间/a	温度/℃	钢号	最大腐蚀深度/mm	被腐蚀试样数量[②]
Baltic 海海水 流速为 1 m/s，3.6～4.5 g/L Cl^-，7.0～8.9 mg/L O_2，pH7.7～7.9	1	60	00Cr17Ni14Mo2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr20Ni18Mo6CuN	0.20 0.15 无	6/6 6/6 0/6
北海海水 12.8～17.4 g/L Cl^-，6.5～8.4 mg/L O_2，pH8.0～8.3	1	0.5～20	00Cr17Ni14Mo2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr20Ni18Mo6CuN	1.4 0.2 无	1/1 1/1 0/1
大西洋海水 18.1～19.8 g/L Cl^-，5.0～9.3 mg/L O_2，pH7.8～8.1	1	22～52	00Cr17Ni14Mo2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr20Ni18Mo6CuN	1.1/0.1[①] 0.2/无 无/无	3/3/2/3[①] 2/3/0/3 0/3/0/3

① 分数线之上数字代表 22℃，分数线之下为 52℃。
② 分数线之上出现腐蚀的试样数，之下代表试样数总量。

表 13.7-243 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等在模拟纸浆和造纸厂漂白工段含氯清洗水环境中的缝隙腐蚀

试验条件	钢号	液相		气相	
		腐蚀率/$g\cdot m^{-3}\cdot h^{-1}$	最大深度/mm	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	最大深度/mm
2 000×10^{-6} Cl^-，pH1.0，60℃，试验时间 144 h	00Cr17Ni14Mo2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr20Ni18Mo6CuN	0.48 0.018 0.001	g 0.7 0	0.001 0.001 0.001	0 0 0
2 000×10^{-6} Cl^-，pH1.0，60℃，每 24 h通 2×10 min Cl_2，试验时间 90 h	00Cr17Ni14Mo2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr20Ni18Mo6CuN	0.54 0.42 0.24	1.5 1.4 1.0	3.2 0.72 0.50	g g g

注：g 为均匀腐蚀。

表 13.7-244 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等在纸厂漂白工段 C 段（酸性氯段）的挂片试验结果

挂片位置 时间/月 温度/℃	过滤器洗涤器 14 20		塔 Redox 反应器 6 25		塔顶通风装置 15 20		过滤器洗涤器 15 20	
	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	最大深度/mm	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	最大深度/mm	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	最大深度/mm	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	最大深度/mm
00Cr17Ni14Mo2	0.26	3	0.016	0.5	腐蚀穿透	穿透	0.12	0.5
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	0.10	2	0.013	0.2	0.088	0.6	0.009	1.0
00Cr20Ni18Mo6CuN	0.002	0	0.005	0	0.005	0	0.000	0
Hestelloy C	0.000	0	0.001	0	—	—	—	—

表 13.7-245 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等在模拟烟气净化未中和循环洗涤水中的腐蚀（缝隙试样）

介质条件	材料牌号	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	备注
7% H_2SO_4（体积分数）	00Cr20Ni18Mo6CuN	0.10	轻微缝隙腐蚀
3% HCl（体积分数）	Hastellog C-276	0.01	
1.0% $CuCl_2$（质量分数）	Inconel 625	0.08	轻微缝隙腐蚀
1.0% $FeCl_3$（质量分数）	Hastelloy G	5.0	严重缝隙腐蚀
50℃	00Cr20Ni25Mo4.5Cu	8.7	严重缝隙腐蚀
	Alloy 825	>10	严重缝隙腐蚀

表 13.7-246 00Cr20Ni18Mo6CuN 钢等的应力腐蚀试验结果断裂时间 h

钢种	在 40% $CaCl_2$，100℃，应力为 0.67×$R_{p0.2}$情况下	25% NaCl 沸腾，pH=1.5，U 形试样	5% HCl+0.5% CH_3COOH+饱和 H_2S pH=2.7～3.6，30℃，600 h
00Cr17Ni14Mo2	450	<150 点蚀	严重 SCC
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	>3 000 未断	1 000 未断，缝隙腐蚀	无 SCC
00Cr20Ni18Mo6CuN	>3 000 未断	1 000 未断，无腐蚀	无 SCC

热加工设备能力较大，适宜热加工温度范围为 1 000 ~ 1 150℃，过高的加热温度会使热加工性能下降。超过 1 150℃将使钢遭到严重的氧化。

2）冷加工　钢冷加工性能良好，可以进行冷拔、轧和设备制造过程中的冷弯、冲压等冷成形操作。由于钢的强度较高，冷成形时需要较大的变形力。

3）热处理　为使热变形过程的沉淀相尽可能地溶解，固溶热处理温度以 1 150℃为宜，保温时间较常规奥氏体不锈钢要适当延长，冷却方式应尽可能快冷。

4）焊接　可用焊接奥氏体不锈钢的方法进行焊接，焊前不需预热，焊后也不需进行热处理，推荐使用 Avesta P12 焊接材料，焊材成分（质量分数）（%）为 0.04C-0.3Si-0.2Mn-21Cr-63Ni-9Mo-3Nb，电焊条成分（质量分数）（%）为 0.03C-0.5Si-2Mn-21Cr-60Ni-9Mo-2Nb，两个材料的磷含量和硫含量应尽量降低。如采用无填丝焊接时，焊后应进行 1 150 ~ 1 200℃的固溶处理。

（7）物理性能

00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的物理性能见表 13.7-247。

表 13.7-247　00Cr20Ni18Mo6CuN 钢的物理性能

项　目	数值	项　目	数值
密度(20℃)/g·cm^{-3}	8.0	比热容(20℃)/J·kg^{-1}·K^{-1}	500
弹性模量(20℃)/GPa	200	电阻(20℃)/nΩ·m	850
线胀系数/10^{-6}K^{-1}		磁导率(20℃)	1.01
(20 ~ 100℃)	16.5	熔点/℃	1 325 ~ 1 400
热导率(20℃)/W·m^{-1}·K^{-1}	13.5		

（8）应用

此钢主要应用于易引起点蚀和缝隙腐蚀的介质环境。例如纸浆生产中漂白工段的过滤器、反应器、通风装置等；有色冶金、燃煤电站和纸浆生产中，清洗设备的部件；海水处理环境中的容器、管线等；石油化工和其他化学加工工业中处理含卤族化合物介质的反应器、管线、泵、阀门等。

2.1.20　0Cr19Ni13Mo3（AISI317）、00Cr19Ni13Mo3（AISI317L）

0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的钼含量（质量分数）分别较 0Cr17Ni12Mo2 钢和 00Cr17Ni14Mo2 钢提高约 1%。因此它们在稀硫酸、磷酸以及醋酸、甲酸中的耐蚀性得以提高，在氯化物中的耐点蚀性能亦相应改善。后者（317L）为超低碳型奥氏体不锈钢，决定了其耐晶间腐蚀优异，适宜制作焊接部件。

（1）化学成分

0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的化学成分见表 13.7-248。

表 13.7-248　0Cr19Ni13Mo3、00Cr19Ni13Mo3 钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
0Cr19Ni13Mo3	≤ 0.08	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.035	≤ 0.030	18.00/ 20.00	11.00/ 15.00	3.00/ 4.00
00Cr19Ni13Mo3	≤ 0.03	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.035	≤ 0.030	18.00/ 20.00	11.00/ 15.00	3.00/ 4.00

（2）室温力学性能

0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的室温力学性能见表 13.7-249 和表 13.7-250。

表 13.7-249　0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的室温力学性能（GB/T 1220 规定值）

钢　号	热处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
0Cr19Ni13Mo3	1 010 ~ 1 150℃，快冷	≥520	≥205	≥40	≥60	≤187
00Cr19Ni13Mo3	1 010 ~ 1 150℃，快冷	≥480	≥177	≥40	≥60	≤187

表 13.7-250　0Cr19Ni13Mo3 和 00Cr19Ni13Mo3 钢的室温力学性能实测值

钢　号	热 处 理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
0Cr19Ni13Mo3						
薄板和带	固溶退火	617.4	274.4	45	—	—
中板	固溶退火	583.1	274.4	50	—	160
棒	固溶退火	583.1	274.4	50	—	160
0.05 ~ 0.5 mm 丝	固溶退火	651.7 ~ 891.8	274.4 ~ 514.5	35 ~ 55	—	76 ~ 83HRB
0.53 ~ 3.2 mm 丝	固溶退火	614.4 ~ 754.6	240.1 ~ 411.6	25 ~ 55	—	
3.2 ~ 9.5 mm 丝	固溶退火	583.1 ~ 720.3	240.1 ~ 274.4	25 ~ 55	—	
00Cr19Ni13Mo3 棒	1 050 ~ 1 100℃水冷	586	276	50	65	170
8 mm 板①	1 050 ~ 1 100℃水冷	599/599	265/299	56.5/50.5	72.5/69.5	177/146
6 mm 板①	1 050 ~ 1 100℃水冷	599/599	260/294	59.0/55.0	72.5/71.0	145/149

① 分数线上的数据为纵向，线下数据为横向。

（3）冷作硬化

同奥氏体不锈钢一样，它们可通过冷加工予以强化，0Cr19Ni13Mo3 钢冷作硬化特性如图 13.7-504 所示。

（4）高温力学性能

0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的高温拉伸性能见表 13.7-251 和图 13.7-505。

0Cr19Ni13Mo3 钢的蠕变性能见表 13.7-252。

（5）耐蚀性

1）均匀腐蚀　在固溶状态下，0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢具有相同的耐蚀性。0Cr19Ni13Mo3 钢在海洋大气中的腐蚀试验结果见表 13.7-253。

0Cr19Ni13Mo3 钢在各种介质中的耐蚀性示于表 13.7-254 和图 13.7-506、图 13.7-507。

2）点腐蚀和缝隙腐蚀　0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能示于表 13.7-255 和图 13.7-508 至图 13.7-512。

3）应力腐蚀　0Cr19Ni13Mo3 钢的耐氯化物应力腐蚀行为如图 13.7-513 所示，其性能优于 0Cr17Ni14Mo2 钢。

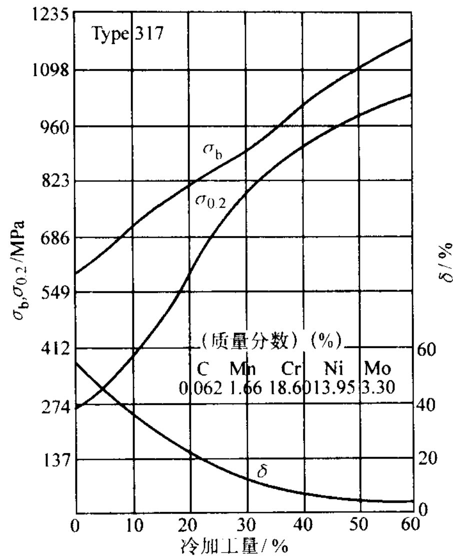


图 13.7-504　0Cr19Ni13Mo3 钢的冷作硬化特性

表 13.7-251　00Cr19Ni13Mo3 钢的高温拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_1/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
100	—	206	172	—	—
200	—	177	147	—	—
800	276.6	144	115	43.5	86.1
900	130.5	—	—	94.1	88.5
1 000	78.5	—	—	68.5	76.0
1 100	47.1	—	—	71.4	63.7
1 200	29.4	—	—	59.2	—

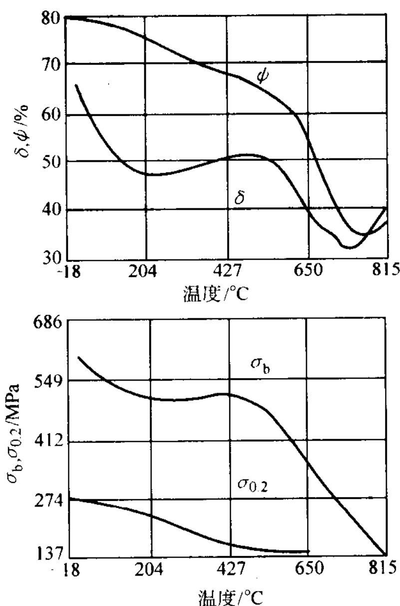


图 13.7-505　0Cr19Ni13Mo3 钢的高温拉伸性能

(6) 工艺性能

1) 热加工　热加工温度范围为 950 ~ 1 200℃。

2) 冷加工　钢的冷加工性能良好，适宜于常规冷轧、拔以及冷成形操作。

3) 热处理　固溶处理温度为 1 050 ~ 1 100℃，快冷。

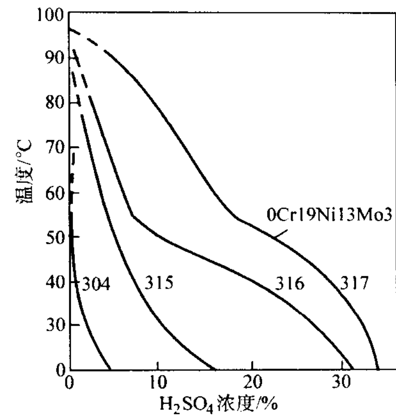


图 13.7-506　0Cr19Ni13Mo3 钢在 H_2SO_4 中的等腐蚀图
(1.0 g/m²·h)

表 13.7-252　0Cr19Ni13Mo3 钢的高温蠕变强度

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{1/10\,000}$/MPa
21	585	—
540	505	172
595	485	125
650	460	88
705	450	54
760	350	31
815	275	19

注：试样为 25 mm 圆棒，1 120℃水冷处理。

表 13.7-253　0Cr19Ni13Mo3 钢在海洋大气中的腐蚀

试验条件	时间/a	点蚀平均深度 /mm	平均腐蚀速度 /mm·a⁻¹
距 Kure 海滩 250 m 海洋大气	15	0.028	$<2.5\times10^{-5}$

表 13.7-254　00Cr19Ni13Mo3 钢的耐蚀性

介　质	试验条件	腐蚀速度 /mm·a⁻¹
HAC	30%浓度，沸腾温度 99%浓度，沸腾温度	0.00 0.00
HAC（挂片）	98%浓度，51 ~ 66℃，试验 624 h（维尼纶生产中，醋酸蒸发器挂片）	0.002
HAC65% ~ 70% + 醋酸乙烯 25% ~ 30%	50℃试验 624 h（醋酸合成液第一冷凝器挂片）	0.01
HAC30% ~ 35% + 醋酸乙烯 60% ~ 65%	−15℃ ~ +8℃，试验 624 h（第二冷凝器挂片）	0.001
HAC91% ~ 97% + 醋酸乙烯 2% ~ 8%	124 ~ 141℃，试验 221 h（醋酸回收蒸发釜挂片）	1.25
含（5 ~ 10）× 10^{-6} 卤素离子的 HAC	浓度 10%，温度 106℃ 浓度 24%，温度 110℃ 浓度 83%，温度 116℃ 浓度 87%，温度 122℃ 浓度 98%，温度 128℃ 浓度 99.5%，温度 130℃	7.6 μm/a 69 μm/a 102 μm/a 25 μm/a 25 μm/a 10 μm/a
甲酸 + HAC 30% ~ 50% + 2% ~ 10% 25% + 1.25% 25% + 4%	 温度 106℃ 温度 104℃ 温度 104℃	 50 ~ 280 μm/a < 25 μm/a 50 μm/a

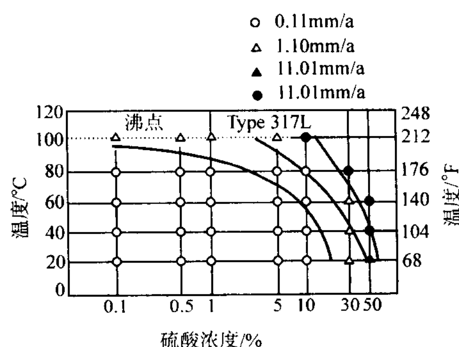


图 13.7-507 0Cr19Ni13Mo3 钢在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

4）焊接 钢的焊接性能良好，可采用奥 022 焊接材料或镍基焊接材料。超低碳型的 00Cr19Ni13Mo3 钢，焊后不必进行固溶处理即可保证具有良好的耐晶间腐蚀性能。0Cr19Ni13Mo3 钢焊后，尤其是厚截面的焊件，若获得满意的耐晶间腐蚀性能，应进行固溶处理。

（7）物理性能

0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的物理性能见表 13.7-256。

（8）应用

0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢主要应用于海洋大气，造纸工业的纸浆生产，印染设备，石油化工以及核燃料生产耐稀硫酸和有机酸腐蚀的装备、容器、反应釜、管道、泵和阀门等。

表 13.7-255 00Cr19Ni13Mo3 钢在燃气脱硫系统中的点蚀

（泥浆中含 $7\,000\times10^{-6}Cl^-$，试验周期 6 个月，含在旁路中 39 天）

试样位置	温度		Cl^-	最大点蚀深度/mm		
	pH	℃		0Cr18Ni9	00Cr17Ni14Mo2	00Cr19Ni13Mo3
管道入口，干湿交界处	1~2	60~170	$7\,000\times10^{-6}$	>1.25	>0.91	0.53
急冷池，1.8 m	4.4	60	$7\,000\times10^{-6}$	>1.19	>0.91	0.28
急冷池，3.4 m	4.4	60	100×10^{-6}	>1.2	>0.9	0.03
急冷池喷嘴集管（在泥浆之上）	6.2	60	100×10^{-6}	>1.19	0.58	0.61
吸收器，喷射区	2~4	55	100×10^{-6}	0.58	0.1	无
管道出口	1~5	170	$82\,000\times10^{-6}$	>1.19	>0.91	0.58

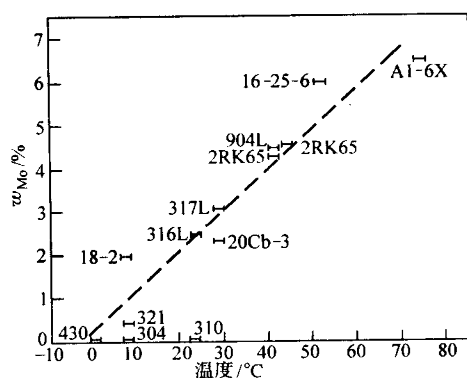


图 13.7-508 00Cr19Ni13Mo3（317 L）钢在 10% $FeCl_3$ 中的临界电蚀温度

20Cb 3 0Cr20Ni35Mo3Cu4Nb 2RK65 00Cr20Ni25Mo4.5Cu
904L 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 16-25-6 00Cr16Ni25Mo6N
Al-6X 0Cr21Ni25Mo6.5 2RN65 00Cr17Ni24Mo4.6

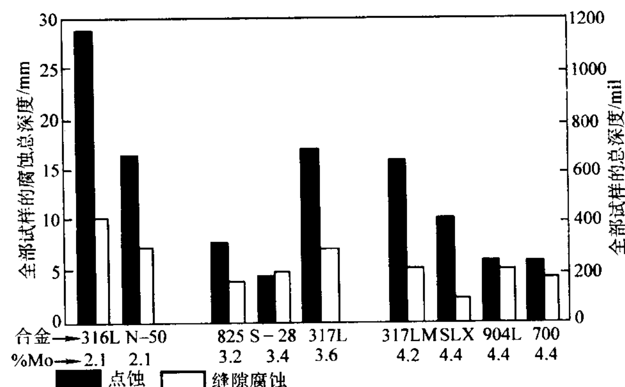


图 13.7-510 00Cr19Ni13Mo3（317 L）钢在造纸厂漂白工厂环境中的点蚀和缝隙腐蚀（含 4 个缝的缝隙腐蚀试样）

825 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti S-28（Sanicro-28）00Cr27Ni31Mo4Cu
317L 00Cr19Ni13Mo3 317LM 00Cr19Ni15Mo4.5
SLX 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 904L 00Cr21Ni25Mo4.5Cu
700 0Cr21Ni25Mo4.5Nb N-50 00Cr22Ni13Mn5Mo2N

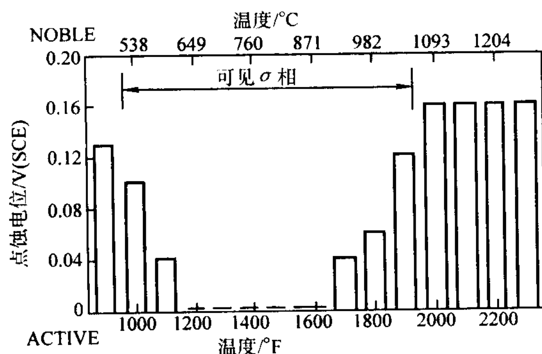


图 13.7-509 00Cr19Ni13Mo3 钢在给定温度敏化 8 h 的点蚀电位的变化

（60℃，$10\,000\times10^{-6}$氯化物，pH2 含 H_2SO_4 水溶液）

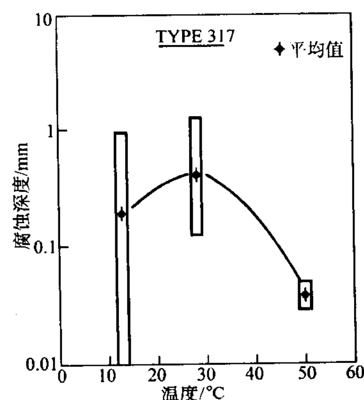


图 13.7-511 0Cr19Ni13Mo3 钢在海水中的缝隙腐蚀与海水温度之间的关系

（多缝隙试样，30 天）

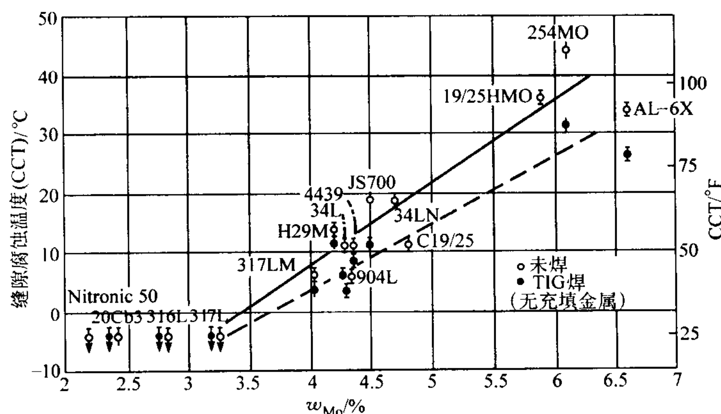


图 13.7-512 00Cr19Ni13Mo3（317 L）钢和含 Mo 不锈钢的缝隙腐蚀温度，$FeCl_3$ 试验

H20Mo 0Cr23Ni37Mo4CuNb JS-700 00Cr21Ni25Mo4.5 1.443 9 0Cr17Ni14Mo4.5N Al-6X（见图 13.7-506 注）
19/25HMO 00Cr20Ni18Mo6.5CuN 254SMO 00Cr20Ni18Mo6CuN 34L 00Cr17Ni15Mo4.3
34LN 00Cr18Ni14Mo4.7N C19/25 00Cr20Ni25Mo4.5

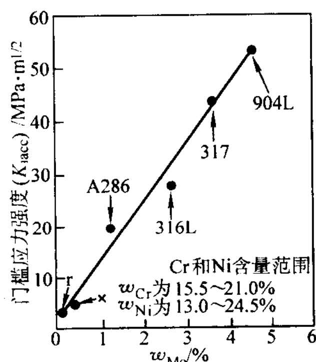


图 13.7-513 0Cr19Ni13Mo3 钢和其他含 Mo 合金在 105℃，22%NaCl 通气的水溶液中的应力腐蚀门槛应力强度（K_{ISCC}）

表 13.7-256 0Cr19Ni13Mo3 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢的物理性能

项 目	0Cr19Ni13Mo3	00Cr19Ni13Mo3
密度/g·cm^{-3}	8.0	8.0
弹性模量/GPa	193	200
线胀系数/10^{-6}K^{-1}		
0~100℃	15.9	16.5
0~315℃	16.2	—
0~538℃	17.5	18.1
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}		
100℃	16.2	14.4
500℃	21.5	—
比热容(0~100℃)/J·kg^{-1}·K^{-1}	500	500
电阻/nΩ·m	740	790
磁导率	1.02	—
熔点范围/℃	1 375~1400	1 375~1 400

2.1.21 00Cr18Ni14Mo2Cu2

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢是在 00Cr17Ni14Mo2 钢基础上，加入质量分数为 2%Cu 后形成的钢种。在稀硫酸、磷酸等还原性介质中以及在醋酸、甲酸等有机酸中，其耐蚀性优于 00Cr17Ni14Mo2 钢和 00Cr19Ni13Mo3 钢。此钢是耐稀硫酸较好的材料，在室温中等浓度硫酸中也具有较好的耐蚀性。

(1) 化学成分

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的化学成分见表 13.7-257。

表 13.7-257 00Cr18Ni12Mo2Cu2 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
≤0.03	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	17.00/19.00	12.00/16.00	1.00/2.75	1.00/2.50

(2) 室温力学性能

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的室温力学性能见表 13.7-258。

表 13.7-258 00Cr18Ni14Mo2Cu2 的室温力学性能

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K /J·cm^{-2}	HB	
1 010~1 150℃，水冷	≥400	≥177	≥40	≥60	—	≤187	GB 1220
1 100℃×60 min，水冷	608	274	46.0	72.5	362	164	ϕ20 mm 棒
1 000℃×25 min，水冷	593	266	42.0	72.0	—	170	ϕ20 mm 棒
950℃×25 min，水冷	593	275	42.5	70.5	—	170	ϕ20 mm 棒

(3) 高温瞬时拉伸性能

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的高温瞬拉伸性能见表 13.7-259。

表 13.7-259 00Cr18Ni14Mo2Cu2 的高温拉伸性能

热处理制度	温度/℃	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
1 100℃×25 min，水冷	800	225.6	22.0	24.2
	900	138.3	27.5	31.0
	1 000	86.3	55.2	49.0
	1 100	51.9	67.2	61.7
	1 150	48	65.2	58.5
	1 200	36.3	67.0	71.2

(4) 冷作硬化特性

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的冷加工硬化数据见表 13.7-260。

表 13.7-260 00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的冷加工强化

冷变形量/%	7	12	15	20	25	30	40	45	56
σ_b/MPa	613	697	687	775	775	883	987	1 025	1 055
	618	701	721	780	785	888	937	1 035	
δ_5/%	37.0	22.0	23.5	15.0	16.5	11.0	9.0	8.5	7.5
	37.5	23.5	26.5	16.5	17.0	12.5	10.5	8.5	9.0

(5) 耐蚀性

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢在 H_2SO_4 等还原性介质中的耐蚀性优于不含铜的牌号，在一些典型介质中的耐蚀性见表 13.7-261。在实际工业生产环境中的挂片试验结果见表 13.7-262。

表 13.7-261 00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的耐蚀性

介质条件			试验时间/h	腐蚀率 /g·m⁻²·h⁻¹
介质	浓度/%	温度/℃		
H_2SO_4（工业纯）	3	20	6	0.017 0
		40	6	0.016 5
		60	6	0.050 8
		80	6	0.086 2
		沸腾	6	4.580
H_2SO_4（工业纯）	5	20	6	0.025 1
		40	6	0.025 9
		60	6	0.042 5
		80	6	2.075
		沸腾	6	6.60
H_2SO_4（工业纯）	10	20	6	0.0
		40	6	0.025 9
		60	6	0.067 6
		80	6	3.60
H_2SO_4（工业纯）	20	20	6	0.017 0
		40	6	0.022 6
		60	6	0.737
		80	6	6.125
H_2SO_4（工业纯）	40	20	6	0.042 7
		40	6	0.253
		60	6	3.135
H_2SO_4（工业纯）	60	20	6	0.621
		40	6	2.105
		60	6	5.105
H_2SO_4（工业纯）	80	20	6	0.016 9
		40	6	0.265
		60	6	2.340
		80	6	6.030

表 13.7-262 00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的现场挂片试验结果

介质条件	温度/℃	挂片时间 /h	腐蚀率 /g·m⁻²·h⁻¹
225 g/L H_2SO_4 + 25 g/L HCHO	70	3 838	0.002 1
		7 074	0.000 5
368 g/L Na_2SO_4	90	7 920	0.000 4

(6) 工艺性能

1) 热加工　钢的热加工性能良好，热加工温度较不含铜的钢稍低，适宜的加热温度为 1 070 ~ 1 090℃。

2) 冷加工　钢的冷加工性基本同于不含铜的钢种。

3) 热处理　钢的固溶处理温度为 1 050 ~ 1 100℃。

4) 焊接　钢的焊接性能良好，可采用常规的焊接方法进行焊接，焊后具有良好的耐蚀性。手工电弧焊时，使用奥032焊条。

(7) 物理性能

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的物理性能见表 13.7-263。

表 13.7-263 00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢的物理性能

项　目	数　值
密度/g·cm⁻³	8.03
比热容（20℃）/J·kg¹·K¹	500
线胀系数/10⁻⁶K⁻¹	
20 ~ 100℃	16.0
20 ~ 650℃	18.6
热导率/W·m⁻¹·K⁻¹	
100℃	16
500℃	21

(8) 应用

00Cr18Ni14Mo2Cu2 钢主要应用于化学加工工业，例如化肥、化纤、造纸工业，用其制造反应器、管道、泵和阀门。

2.1.22 00Cr25Ni22Mo2N（2RE69）

00Cr25Ni22Mo2N（2RE69）钢是针对尿素生产过程中的腐蚀问题而开发的耐蚀结构材料，此钢是完全奥氏体超低碳型不锈钢，它具有良好的组织稳定性，具有良好的耐均匀腐蚀，耐点蚀和耐应力腐蚀性能，尤其在尿素生产中的实际腐蚀介质中具有远优于其他钢种的耐蚀性，经过 30 多年的研究和开发，已被尿素生产企业所接受，成为二氧化碳汽提法尿素生产高压设备不可取代的耐蚀材料。

(1) 化学成分

00Cr25Ni22Mo2N 钢的化学成分见表 13.7-264。不同的尿素生产工艺其成分有所变动。

(2) 室温力学性能

00Cr25Ni22Mo2N 钢的室温力学性能见表 13.7-265。

(3) 高温力学性能

00Cr25Ni22Mo2N 钢的高温力学性能示于表 13.7-266 和图 13.7-514。

表 13.7-264 00Cr25Ni22Mo2N 钢的化学成分（质量分数） %

标准名称	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
CO_2 汽提法	≤0.02	≤0.4	1.50 ~ 2.00	≤0.02	≤0.015	24.5 ~ 25.5	21.5 ~ 22.5	1.90 ~ 2.30	0.10 ~ 0.14
氨汽提法	≤0.02	≤0.4	1.50 ~ 2.00	≤0.02	≤0.015	24.0 ~ 26.0	21.0 ~ 22.0	2.00 ~ 3.00	0.10 ~ 0.15

表 13.7-265 00Cr25Ni22Mo2N 钢的室温力学性能

热处理条件	类　型	σ_b/MPa	σ_1/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J	HV
固溶	≤30 mm 板	540/740	≥295	≥260	≥40≥35①	—	≥120	
1 100℃ × 30 min，水冷	棒材	650	—	300	44	67.8		
固溶处理	ϕ19 mm × 2.1 mm 管	690/700	—	320/340	48/44	—	—	178/177
固溶处理	ϕ25 mm × 2.5 mm 管	690	—	335/340	45/46	—	—	190/184

续表 13.7-265

热处理条件	类 型	σ_b/MPa	σ_1/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J	HV
固溶处理	2 mm 板材	690	—	370	48.3	—	—	—
固溶处理	4 mm 板材	695	—	390	44.8	—	—	—
固溶处理	6 mm 板材	640	—	295	49.0	—	—	—
固溶处理	8 mm 板材	665	—	290	47.0	58	—	—
固溶处理	12 mm 板材	660	—	295	47.0	58	—	—

① 分数线上为纵向，之下为横向。

表 13.7-266 00Cr25Ni22Mo2N 钢的高温强度

温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_1/MPa
50	≥225	≥260
100	≥195	≥225
150	≥175	≥205
200	≥155	≥185
250	≥145	≥170
300	≥135	≥160
350	≥130	≥155
400	≥125	≥150
450	≥120	≥145
500	≥115	≥140
550	≥110	≥135

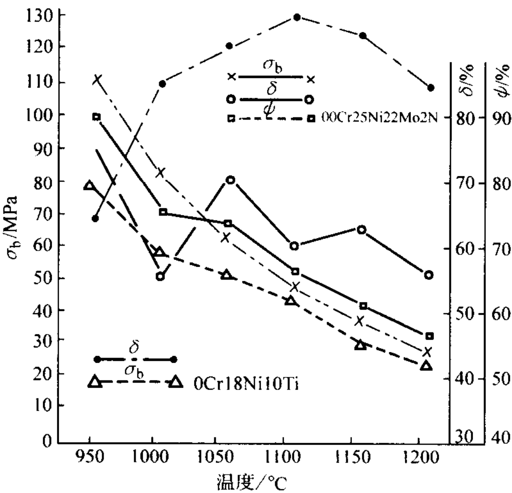


图 13.7-514 00Cr25Ni22Mo2N 钢高温拉伸试验结果

（4）耐蚀性

1）均匀腐蚀 00Cr25Ni22Mo2N 钢板材和管材的 Huey 试验结果分别见表 13.7-267 和表 13.7-268。

表 13.7-267 00Cr25Ni22Mo2N 钢板材的 Huey 试验结果

板材规格/mm	腐蚀率/μm·(48 h)$^{-1}$						选择性腐蚀/μm
	1	2	3	4	5	平均	
2	1.075 0	0.754 8	0.702 2	0.715 8	0.610 0	0.771 8	30
3	0.883 6	0.661 8	0.651 9	0.695 5	0.618 1	0.700 2	30
6	0.578 8	0.555 1	0.589 8	0.963 0	0.615 9	0.648 6	30
8	0.556 7	0.574 3	0.546 4	0.947 2	0.612 1	0.635 4	50
12	0.694 9	0.685 6	0.669 8	0.753 5	1.180 5	0.796 8	50

表 13.7-268 00Cr25Ni22Mo2N 钢管材的 Huey 试验结果

板材规格/mm	腐蚀率/μm·(48 h)$^{-1}$						选择性腐蚀/μm
	1	2	3	4	5	平均	
φ19×2.1	0.645 0	0.734 2	0.817 3	0.761 9	0.912 5	0.773 0	30
φ19×2.1	0.653 0	0.589 3	0.621 7	0.597 3	0.661 0	0.624 5	20
φ19×2.1	0.598 3	0.553 5	0.545 5	0.597 3	0.609 2	0.580 7	20
φ19×2.1	0.809 7	0.741 6	0.709 5	0.661 8	0.897 9	0.764 1	30
φ19×2.1	0.599 4	0.568 2	0.611 0	0.638 3	0.840 7	0.651 5	20
φ25×2.5	0.864 1	0.981 0	0.981 7	0.856 0	0.899 1	0.916 8	30
φ25×2.5	0.722 1	0.843 8	0.815 4	0.752 0	0.715 0	0.769 6	30
φ25×2.5	0.746 4	0.778 9	0.811 3	0.711 2	0.786 2	0.766 8	30
φ25×2.5	0.730 2	0.754 6	0.726 1	0.735 7	0.741 9	0.737 7	30
φ25×2.5	0.742 4	0.734 2	0.742 4	0.726 2	0.725 8	0.773 0	30
φ31×3	0.491 6	0.485 2	0.476 7	0.485 2	0.485 2	0.484 8	30

续表 13.7-268

板材规格/mm	腐蚀率/μm·(48 h)$^{-1}$						选择性腐蚀/μm
	1	2	3	4	5	平均	
$\phi31\times3$ 管和管板接头	0.87	0.35	0.42	0.75	0.58	0.59	40
$\phi25\times2.5$ 管和管板接头	0.99	0.40	0.48	0.55	0.51	0.59	20

00Cr25Ni22Mo2N 钢在 CO_2 汽提法尿素生产工艺介质中的挂片试验结果见表 13.7-218。在氨基甲酸铵溶液中，200℃时，氧含量 w_O 仅 3×10^{-6} 时，00Cr17Ni14Mo2 钢处于活化状态，其腐蚀速度达 40 mm/a，而 00Cr25Ni22Mo2 钢却保持优异的耐蚀性。

在 H_2SO_4 和 HNO_3 中的腐蚀示于图 13.7-515、图 13.7-516 和表 13.7-269。

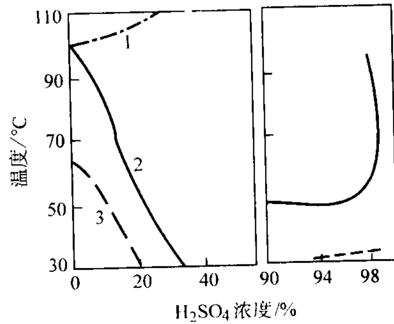


图 13.7-515 00Cr25Ni22Mo2N 钢在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

（曲线处腐蚀速度为 0.1 mm/a）

1—沸点曲线；2—00Cr25Ni22Mo2N；3—316L

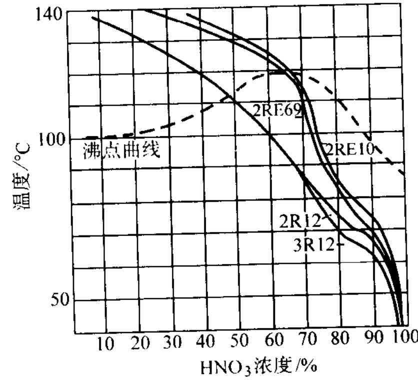


图 13.7-516 00Cr25Ni22Mo2N 钢在 HNO_3 中的等腐蚀图

（曲线处的腐蚀速度为 0.1 mm/a）

2RE10 00Cr25Ni20 2R12 00Cr19Ni10（304L 改进型）

3R12 00Cr19Ni10（304L） 2RE69 00Cr25Ni22Mo2N

表 13.7-269 00Cr25Ni22Mo2N 钢在 H_2SO_4 中的腐蚀

温度/℃	H_2SO_4 浓度/%	试验时间/h	腐蚀率/g·cm^{-2}·h^{-1}
沸腾	5	6	0.036 4
沸腾	10	6	0.058 8
沸腾	20	6	7.408 9
沸腾	30	6	13.807 9

2）晶间腐蚀 00Cr25Ni22Mo2N 钢的碳含量很低，其抗敏化能力较高，可以通过所有晶间腐蚀试验方法检验。钢中硅、磷含量较低，其非敏化态晶间腐蚀倾向亦较低。

3）点腐蚀 00Cr25Ni22Mo2N 钢的抗点蚀性能示于表 13.7-270 和图 13.7-517。

表 13.7-270 00Cr25Ni22Mo2N 钢的点蚀性能

介质条件	温度/℃	试验时间/h	腐蚀率/g·m^{-2}·h^{-1}	备注
3% NaCl + 0.9% $FeCl_3\cdot6H_2O$ + 20molHAC/L	50	48	1.435 5	产生点蚀
5% $FeCl_3$ + 10% NaCl	25	113	0.050 2	无点蚀

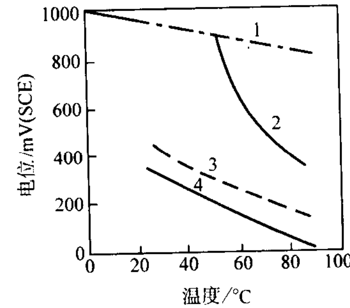


图 13.7-517 在 3% NaCl 溶液中，00Cr25Ni22Mo2N 钢的点蚀电位（扫描速度 20 mV/min）

1—过钝化电位；2—00Cr25Ni22Mo2N；3—317L；4—316L

4）应力腐蚀 00Cr25Ni22Mo2N 钢在 100℃，40% $CaCl_2$ 溶液中的应力腐蚀试验结果见图 13.7-518。

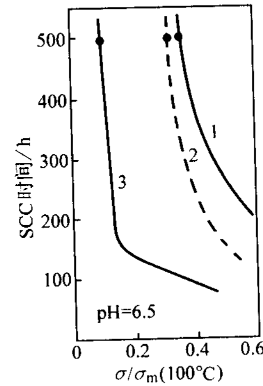


图 13.7-518 在 100℃，40% $CaCl_2$ 中的试验结果

1—00Cr25Ni22Mo2N；2—316L；3—304L

（5）工艺性能

1）热加工 钢的热加工性能良好，但较常规奥氏体不锈钢困难。根据试验结果和实际经验，锻造开坯的加热温度以 1 100 ~ 1 150℃为宜，热穿孔生产荒管时，宜采用 1 100℃或稍低的温度加热。

2）冷加工 性能良好，可进行冷轧、拔及其他冷成形工艺加工。

3）热处理 固溶处理温度为 1 100 ~ 1 150℃，较常规奥

氏体不锈钢稍高，消除应力退火温度不应低于 1 000℃。

4）焊接 采用 H00Cr25Ni22Mn4Mo2N 焊接材料可得到满意的焊接效果。

（6）物理性能

00Cr25Ni22Mo2N 钢的物理性能见表 13.7-271。

表 13.7-271 00Cr25Ni22Mo24 钢的物理性能

项 目	数 值
密度/g·cm^{-3}	8.02
热导率（20℃）/W·m^{-1}·K^{-1}	12
比热容（20℃）/J·kg^{-1}·K^{-1}	450
电阻（20℃）/nΩ·m	1 000
线胀系数/10^{-6}K^{-1}	
20～100℃	15.8
20～200℃	16.1
20～300℃	16.5
20～400℃	16.9
20～500℃	17.3
弹性模量/GPa	
20℃	200
100℃	198.6
200℃	193
300℃	190
400℃	177
500℃	167

（7）应用

00Cr25Ni22Mo2N 钢主要应用于尿素生产的高压设备，例如汽提塔、冷凝器、洗涤器等，亦可用于其他化学加工工业的设备和管线，例如硫酸工业、湿法磷酸工业用的热交换器和管线等。

2.1.23 00Cr18Ni18Mo5

00Cr18Ni18Mo5 钢是一种超低碳高钼奥氏体不锈钢，其主要特点是耐点蚀性能优于 00Cr18Ni14Mo2 钢和 00Cr17Ni14Mo2 钢。此钢在硫酸、甲酸，醋酸，含有甲酸的醋酸中具有优良的适用的耐蚀性，如果加入适量的氮（质量分数为 0.10%～0.20%），它的耐点蚀性能将得到进一步提高，使之有可能用于制造与热海水接触的设备。

（1）化学成分

00Cr18Ni18Mo5 钢的化学成分见表 13.7-272。

表 13.7-272 00Cr18Ni18Mo5 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N①
≤0.03	≤1.0	≤1.0	≤0.035	≤0.03	17.0/19.0	17.0/20.0	4.5/5.5	0.15

① 钢中的 N 可加亦可不加。

（2）室温力学性能

00Cr18Ni18Mo5 钢的室温力学性能见表 13.7-273。

（3）高温力学性能

00Cr18Ni18Mo5 钢的高温拉伸性能如图 13.7-519 所示。

表 13.7-273 00Cr18Ni18Mo5 钢的室温力学性能

钢材品种	热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HRB
棒、板材	1 150℃ 30 min，水冷	≥490	275/347	≥30	≥50	235	70～80
热轧管	1 150℃ 30 min，水冷	441/647	≥206	38/57	—	240	70～80

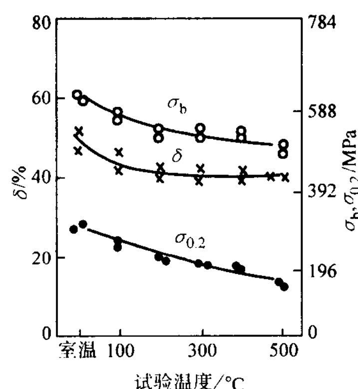


图 13.7-519 00Cr18Ni18Mo5 钢的高温瞬时拉伸性能

（4）耐蚀性

1）均匀腐蚀 00Cr18Ni18Mo5 钢在各种介质中的耐均匀腐蚀性能见表 13.7-274～表 13.7-276 和图 13.7-519～图 13.7-521。

表 13.7-274 00Cr18Ni18Mo5 钢的耐醋酸腐蚀性能 g·m^{-2}·h^{-1}

钢 号	醋酸浓度（沸腾）/%				
	60	70	80	90	100
00Cr17Ni14Mo2	0.017	0.042	0.062	0.021	0.032
00Cr18Ni18Mo5	0.004	0.003	0.003	0.008	0

表 13.7-275 00Cr18Ni18Mo5 钢在硫酸中的耐蚀性 g·m^{-2}·h^{-1}

钢 号	硫酸浓度/%					
	5		10		20	
	50℃	60℃	50℃	60℃	50℃	60℃
0Cr18Ni9	1.54	2.78	4.5	10.9	12.4	57
0Cr18Ni12Mo2Ti	—	0.004	0.003	0.54	0.13	4.89
00Cr17Ni14Mo3	0.008	0.003	0.035	0.76	0.004	0.32
00Cr18Ni18Mo5	0.001	0.003	0.001	0.004	0.006	0.21

表 13.7-276 00Cr18Ni18Mo5 钢在含 HCCOH 的醋酸（浓度 80%）中的耐蚀性 g·m^{-2}·h^{-1}

钢 号	HCCOH 浓度（沸腾）/%				
	0	1	5	10	18
00Cr17Ni14Mo2	0.021	0.058¹	0.138①	0.027①	0.234①
00Cr18Ni18Mo5	0.008	0.008	0.028	0.112	0.249

① 有孔蚀。

00Cr18Ni18Mo5 钢在生产纯碱的碳化塔冷却水箱海水侧的挂片结果见表 13.7-277，其耐蚀性显著优于 00Cr18Ni14Mo2 钢和 00Cr17Ni14Mo3 钢。

2）晶间腐蚀 由于 00Cr18Ni18Mo5 钢是一种超低碳奥氏体不锈钢，它的耐敏化性能优良，可以通过各种晶间腐蚀试验方法进行检验。

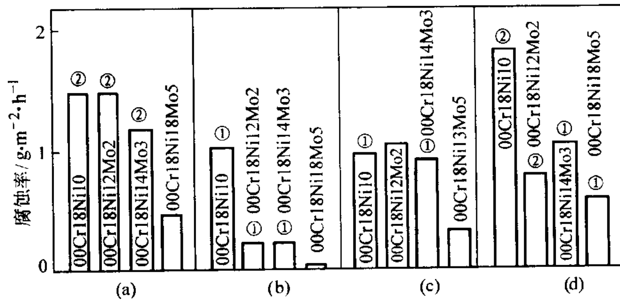


图 13.7-520 00Cr18Ni18Mo5 钢在 HAC + HCOOH + Cl^- 溶液中的耐蚀性

(a) 60%HAC + 15%甲酸 + $185\times10^{-6}Cl^-$，沸腾

(b) 30%HAC + 6%甲酸 + $186\times10^{-6}Cl^-$，沸腾

(c) 95%HAC + 1%甲酸 + $185\times10^{-6}Cl^-$，沸腾

(d) 95%HAC + 1%甲酸 + $185\times10^{-6}Cl^-$，80℃

①轻微点蚀；②严重点蚀

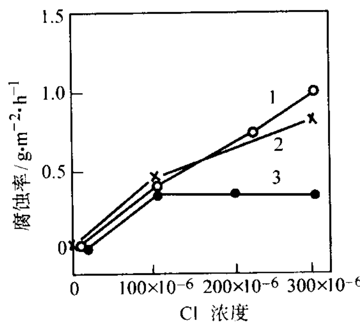


图 13.7-521 00Cr18Ni18Mo5 钢在含不同 Cl^- 的 HAC + HCCOH 中的耐蚀性

1—00Cr18Ni14Mo3；2—00Cr18Ni12Mo2；3—00Cr18Ni18Mo5

表 13.7-277 00Cr18Ni18Mo5 钢在碳化塔海水侧的挂片结果

序号	材 料	海水成分	挂片时间/d	表面状态		耐蚀性/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$
				有否孔蚀	蚀孔最大深度/mm	
1	SUS 316	Cl^- 17952	377	孔蚀	0.6	0.000 9
2	TpTi	SO_4^{2-} 234.8			0.9	0.001 4
3	(日本)	Cu^+ 445			0.7	0.001 1
4	00Cr18Ni18Mo5	Fe^{3+} 0.08	—	无	0	0.000 6
5	(中国)	Hg1152			0	0.000 03
6		总碱度 12.4			0	0.000 7
7	00Cr18Ni18Mo5	pH7.2	—	无	0	0.000 4
8	(中国)				0	0.000 04
9					0	0.000 4

3) 点腐蚀 00Cr18Ni18Mo5 钢的耐点蚀性能如图 13.7-522 ~ 图 13.7-524 所示。

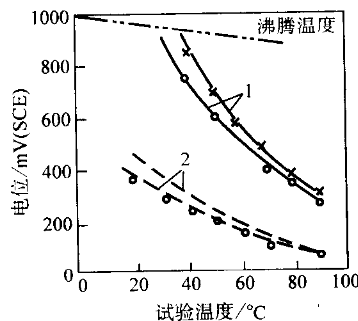


图 13.7-522 在 3%和 6%NaCl 水溶液中 00Cr18Ni18Mo5 钢的击穿电位

1—00Cr18Ni18Mo5；2—00Cr17Ni14Mo2

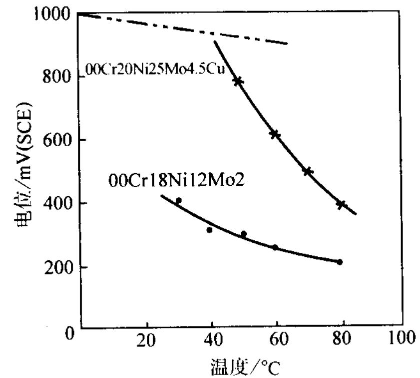


图 13.7-523 在实际海水中测出钢的击穿电位与海水温度的关系

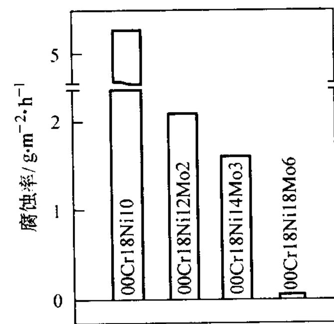


图 13.7-524 00Cr18Ni18Mo5 钢在 $FeCl_3$ 溶液中的腐蚀率

($10FeCl_3\cdot6H_2O$，35℃)

4) 缝隙腐蚀 图 13.7-525 是 00Cr18Ni18Mo5 钢的人工缝隙腐蚀试验结果，缝隙是由聚四氟乙烯软管覆盖 400 mm 长圆棒的 3/4 而得到的，试验时间为 45 天。尽管 00Cr18Ni18Mo5 钢具有较高的耐缝隙腐蚀温度，但仍难完全避免缝隙腐蚀。

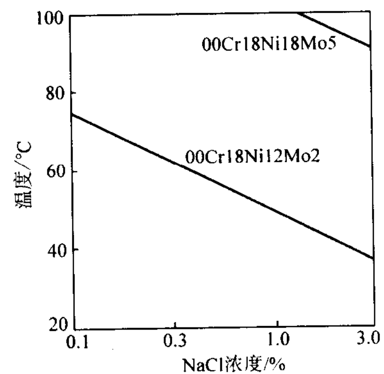


图 13.7-525 人工缝隙腐蚀试验结果

(曲线以上存在缝隙腐蚀倾向)

5) 应力腐蚀 00Cr18Ni18Mo5 钢较 00Cr18Ni10 钢和 00Cr18Ni12Mo2Ti 钢具有更好的耐应力腐蚀性能，试验结果见表 13.7-278。

(5) 工艺性能

1) 热加工 00Cr18Ni18Mo5 钢的热塑性与 00Cr17Ni14Mo2 钢相近，可以顺利进行热加工，但变形抗力稍大。适宜的热加工的加热温度为 1 150 ~ 1 200℃。

2) 冷加工 00Cr18Ni18Mo5 钢的冷加工特性与常规 Cr-Ni 奥氏体不锈钢相同，可顺利进行冷加工操作。

表 13.7-278　00Cr18Ni18Mo5 钢与其他对比材料的应力腐蚀试验结果（U 形弯曲试验）

序号	试验材料	试验溶液	发现应力腐蚀破裂时间/h
1	00Cr18Ni10	40% $CaCl_2$ 沸腾	< 12
2	00Cr18Ni12Mo2	40% $CaCl_2$ 沸腾	< 122
3	00Cr18Ni18Mo5	40% $CaCl_2$ 沸腾	> 1 000
4	00Cr18Ni10	25% NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$	< 20
5	00Cr18Ni12Mo2	+ 74% H_2O，pH = 5	< 320
6	00Cr18Ni18Mo5	沸腾	> 1 000

3）热处理　00Cr18Ni18Mo5 钢的固溶处理温度为 1 050 ~ 1 150℃，加热保温后快冷。

4）焊接　00Cr18Ni18Mo5 钢焊接性能良好，焊后无晶间腐蚀倾向，耐点蚀性能同母材，推荐采用 00Cr18Ni18Mo5 焊条。为避免或减少有害金属间相的析出，应尽量减少热量输入。焊后快冷，以便迅速通过中温敏化区。

（6）物理性能

00Cr18Ni18Mo5 钢的物理性能见表 13.7-279。

（7）应用

00Cr18Ni18Mo5 钢主要用于耐点蚀的设备和部件，在碱厂既耐海水又耐氯化铵的碳化塔热交换器管已成功使用，其寿命超过 20 年。

2.1.24　00Cr20Ni25Mo4.5Cu（2RK65）

00Cr20Ni25Mo4.5Cu 是一种含铜的高钼奥氏体不锈钢。此钢既可解决硫酸、磷酸、醋酸、醋酸和甲酸混酸的均匀腐蚀问题，又可解决一些氯化物环境中的点蚀、缝隙腐蚀和应力腐蚀问题，它是已被广泛接受和成功使用的耐蚀结构材料。

（1）化学成分

表 13.7-279　00Cr18Ni18Mo5 的物理性能

项　目	数　值
密度/g·cm^{-3}	8.0
线胀系数/10^{-6}K^{-1}	
20 ~ 100℃	15.2
20 ~ 200℃	15.8
20 ~ 300℃	16.2
20 ~ 400℃	16.6
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}	
20℃	11.6
100℃	12.8
300℃	15.1
比热容/J·kg^{-1}·K^{-1}	
50 ~ 100℃	500
50 ~ 300℃	540

00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的化学成分见表 13.7-280。

表 13.7-280　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
≤0.03	≤0.8	≤1.8	≤0.025	≤0.025	19.0/21.0	24.0/26.0	4.0/5.0	1.0/1.8

（2）室温力学性能

00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的室温力学性能见表 13.7-281。

表 13.7-281　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的室温力学性能

钢材品种热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J
标准值　1 080 ~ 1 130℃固溶	≥480	≥206	≥30	≥50	—
锻　材　1 080 ~ 1 100℃，20 min	64.7	299	43.5	65.0	270
轧　材　1 080 ~ 1 100℃，20 min	620	294	47.5	73.0	286
中　板　1 050 ~ 1 100℃，20 min，水冷	660	292	43.8	72.8	249
≤4 mm 板　1 050 ~ 1 100℃，20 min，水冷	679	—	45.0	—	—
带　材　1 080 ~ 1 130℃固溶	≤735	343	40	—	—
冷轧态	735/1 180	490/1 080	4/25	—	—
丝　材　半硬化态	1 080	—	—	—	—
硬化态	1 373	—	—	—	—

（3）高温力学性能

00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢高温力学性能见表 13.7-282。

表 13.7-282　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的高温瞬时力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%
100	571	242	46.70	72.40
200	540	225	42.05	72.30
300	537	208	44.50	68.45
400	534	187	43.95	64.40

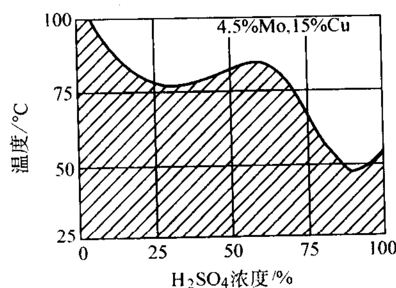
（4）耐蚀性

1）均匀腐蚀　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在无机酸和有机酸中的耐蚀性如图 13.7-526 ~ 图 13.7 ~ 540 所示。

2）晶间腐蚀　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的耐晶间腐蚀性能良好，可通过任何晶间腐蚀检验方法进行检验。

3）点腐蚀和缝隙腐蚀　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的耐点蚀性能如图 13.7-541 和图 13.7-542，耐缝隙腐蚀性能示于图 13.7-543 和表 13.7-283。

4）应力腐蚀　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的耐应力腐蚀破裂性能示于表 13.7-284、表 13.7-285 和图 13.7-544。



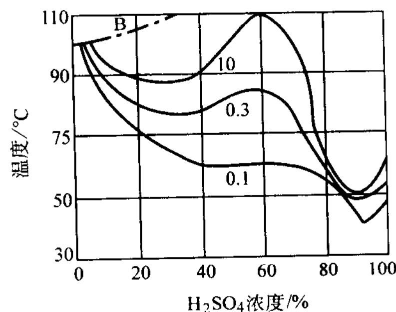
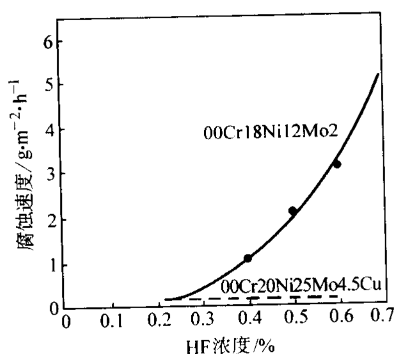


图 13.7-526 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在 H_2SO_4 中的腐蚀

（阴影区内的腐蚀速度 < 0.3 mm/a）



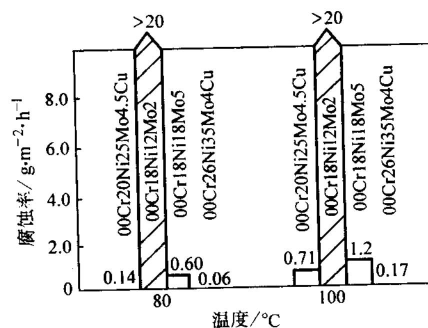


图 13.7-527 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在 H_3PO_4 中的腐蚀图

（≤0.1 mm/a）

1—沸腾曲线；2—00Cr20Ni25Mo4.5Cu；

3—00Cr17Ni14Mo2

图 13.7-530 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在湿法 H_3PO_4 中的腐蚀

（$50\% P_2O_5 + 3\% SO_4^{2-} + 0.5\% F^- + 60\times10^{-6} Cl^- + 0.6\% Fe^{3+}$）

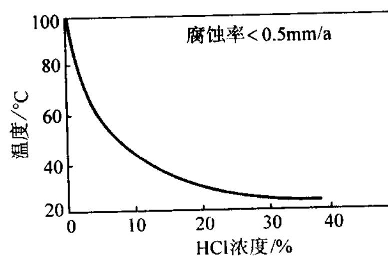


图 13.7-531 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在 HCl 酸中的腐蚀

图 13.7-528 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在 50℃含 HF 的 50% P_2O_5 溶液中的腐蚀

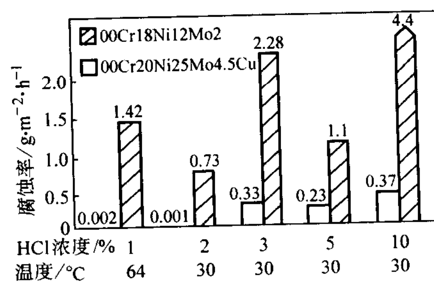
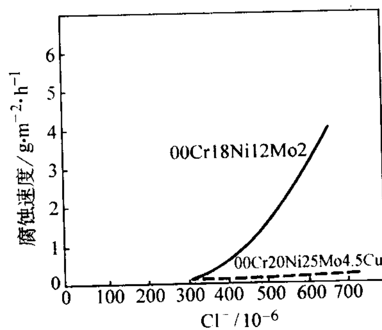


图 13.7-532 在各种浓度盐酸中的试验结果（1+3+3）天



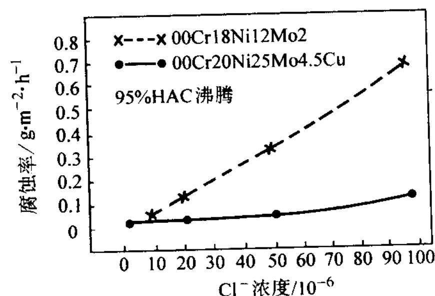


图 13.7-529 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在 50℃含 Cl^- 的 50% P_2O_5 溶液中的腐蚀

图 13.7-533 在 95%HAC + Cl^- 溶液中的耐蚀性

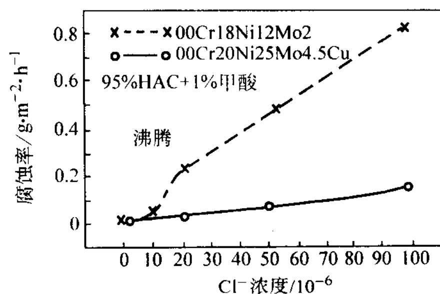


图 13.7-534 在 95%HAC+1%甲酸+Cl^- 溶液中的耐蚀性

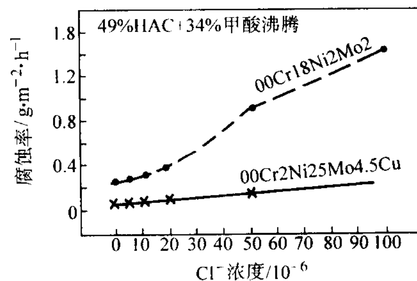


图 13.7-535 在 49%HAC+34%甲酸+Cl^- 溶液中的耐蚀性

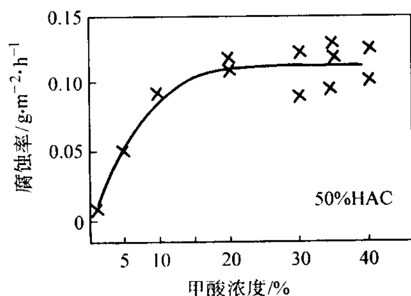


图 13.7-536 在 50%HAC+甲酸中的耐蚀性

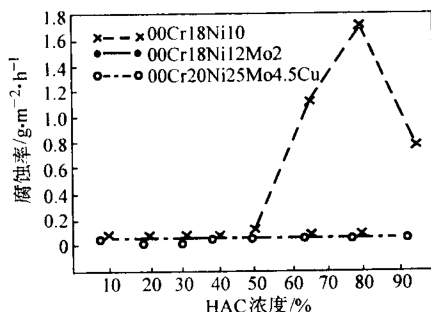


图 13.7-537 在沸腾 HAC 中的腐蚀性

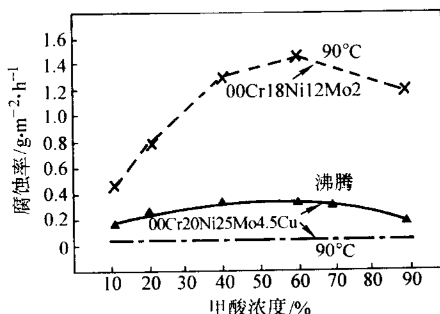


图 13.7-538 在甲酸中的耐蚀性

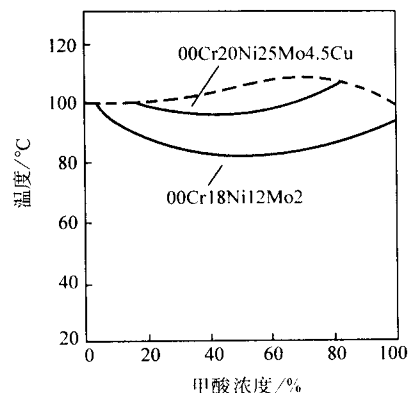


图 13.7-539 在工业纯甲酸（沸腾）中的等腐蚀（0.1 $g/m^2 \cdot h$）图

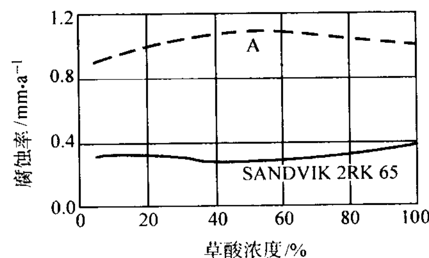


图 13.7-540 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢在沸腾草酸中的腐蚀

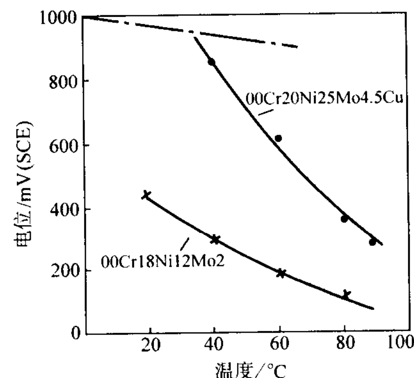


图 13.7-541 在 3%NaCl 溶液中的孔蚀电位

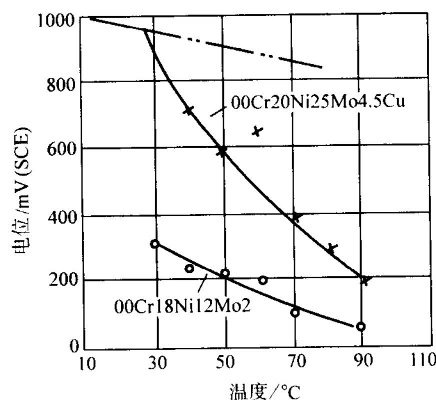


图 13.7-542 在 5.8%NaCl 溶液中的孔蚀电位

（5）工艺性能

1）热加工　该钢具有良好的热加工性能，但较 00Cr17Ni14Mo2 钢热变形抗力大，加工难度增大。钢的热加工温度范围为 900～1 150℃。热锻的最高加热温度可达 1 180℃，停锻温度≥900℃。

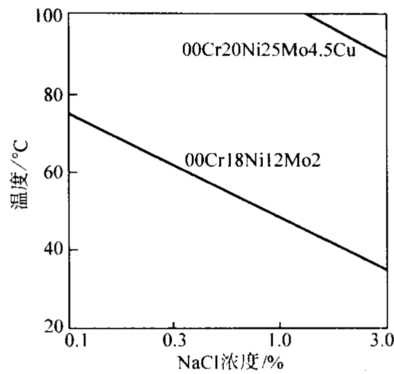


图 13.7-543　人工缝隙腐蚀试验结果
（曲线以上存在缝隙腐蚀倾向）

表 13.7-283　重叠在一起的两片金属（面积比为 12/1）在 pH5、50℃、60℃的 3%NaCl 溶液中的 60 天试验后的缝隙腐蚀

材料名称	开始出现腐蚀/%		最大深度/mm	
	50℃	60℃	50℃	60℃
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	0	0	0	0
00Cr17Ni14Mo2	32	—	0.152	—

表 13.7-284　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的耐应力腐蚀性能（U 形弯曲试样）

材料名称	试验介质	出现应力腐蚀时间/h
00Cr17Ni14Mo2	40% $CaCl_2$，沸腾	<122
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	40% $CaCl_2$，沸腾	>1 000
00Cr17Ni14Mo2	25% NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$ + 74% H_2O，pH5	<120
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	沸腾	>1 000

表 13.7-285　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢恒应力 SCC 试验结果

材料名称	试验介质	施加应力	破断时间/h
00Cr17Ni14Mo2	100℃，42% $CaCl_2$	$\sigma/\sigma_{0.2}=0.8$	~125
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	100℃，42% $CaCl_2$	$\sigma/\sigma_{0.2}=0.8$	>10 000
00Cr17Ni14Mo2	150℃，42% $MgCl_2$	$\sigma/\sigma_{0.2}=0.9$	~5
00Cr20Ni25Mo4.5Cu	150℃，45% $MgCl_2$	$\sigma/\sigma_{0.2}=0.9$	~80

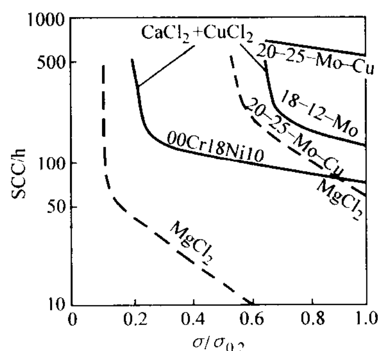


图 13.7-544　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的耐应力腐蚀性能
σ—外加应力；$\sigma_{0.2}$—钢的屈服强度
40% $CaCl_2$ + lg$CuCl_2$/L，100℃　35% $MgCl_2$（154℃，充气）

2）冷加工　钢的冷加工性能类似于 00Cr17Ni14Mo2 钢，可进行冷拔、冷轧及其他冷成形加工。

3）热处理　该钢的固溶处理制度为 1 100～1 150℃加热，保温后快冷。

4）焊接　该钢的可焊性良好，可使用常规的焊接方法进行焊接，焊接材料与母材相同，焊前不需预热，焊后也不需热处理，如果需热处理，可在 1 075～1 125℃加热后进行快冷。

（6）物理性能

00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的物理性能见表 13.7-286。

表 13.7-286　00Cr20Ni25Mo4.5Cu 钢的物理性能

项　目	数　值
密度/$g\cdot cm^{-3}$	80
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	
20～100℃	15.0
20～200℃	15.6
20～300℃	16.1
热导率/$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	
20℃	12.9
100℃	13.7
200℃	14.5
300℃	18.0
弹性模量/GPa	
20℃	188
200℃	182
200℃	175
300℃	167
比热容/$J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	
50～300℃	555

（7）应用

石油化工领域，例如醋酸丁酯、醋酸甲酯、对苯二酸、聚氯乙烯等环境；无机化学工业，例如硫酸、硫酸铵、纯碱、磷酸等介质环境；防污染净化系统，例如锻烧炉和电厂烟道洗涤器，海水、半咸水和污染水的冷却器等。

2.1.25　1Cr17Ni5Mn6N（AISI201）

1Cr17Ni5Mn6N 钢最初是为节约钢中的镍而发展的一类 Cr-Ni-Mn-N 奥氏体不锈钢。它的许多性能都和 1Cr17Ni7 钢相近，因而在很多情况下可替代 1Cr17Ni7 钢使用。1Cr17Ni5Mn6N 钢在固溶态无磁，但经冷变形后有轻微的磁性。尽管 1Cr17Ni5Mn6N 钢的强度略高于 1Cr17Ni7 钢，但在冷加工时该钢有与 1Cr17Ni7 钢相似的形变硬化率。1Cr17Ni5Mn6N 钢是一种不可硬化的 CrNiMn 奥氏体不锈钢，可以通过适当的和深度冷加工获得高的强度钢同时又具有优异的塑性，而且在低温下塑性也很优良。为提高钢的耐蚀性，在 1Cr17Ni5Mn6N 钢的基础上，又发展了 00Cr17Ni5Mn6N 钢。

（1）化学成分

该钢的化学成分见表 13.7-287。

表 13.7-287　1Cr17Ni5Mn6N 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Fe
≤0.15	5.50～7.50	≤0.060	≤0.030	≤1.00	16.00～18.00	3.50～5.00	≤0.25	

（2）力学性能

该钢的力学性能见表 13.7-288 至表 13.7-290。

（3）冷作硬化特点

该钢的冷作硬化特性如图 13.7-545 所示。

表 13.7-288 不同状态下 1Cr17Ni5Mn6N 钢的室温力学性能

项目	屈服强度 δ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	δ_5/%	a_K /J·cm^{-2}	硬度
固溶态	379	758	52	163	87HRB
1/4 硬化	517	862	2		25HRC
1/2 硬化	760	1 034	15		32HRC
3/4 硬化	931	1 207	12		37HRC
完全硬化	965	1 276	8		41HRC

表 13.7-289 1Cr17Ni5Mn6N 钢的室温及低温冲击吸收功

试 样	温 度	结 果	冲击吸收功/J
1	室温	弯曲 90℃未断	297
2	室温	弯曲 90℃未断	297
3	室温	弯曲 90℃未断	297
4	-54	断裂	284
5	-54	弯曲 90℃未断	297
6	-54	弯曲 90℃未断	297

表 13.7-290 1Cr17Ni5Mn6N 焊接材料的力学性能

	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	焊接处 δ/%
基体，固溶	363 365	801 808	56 56	— —
熔接焊	421 411	856 822	34 30	54 50
熔接 + 固溶	373 375	816 773	50 44	50 64
填充金属 (1Cr17Ni5Mn6N)	366 371	718 717	28 29	40 44
填充金属 (1Cr17Ni5Mn6N)，固溶	364 382	716 709	27 24	44 42

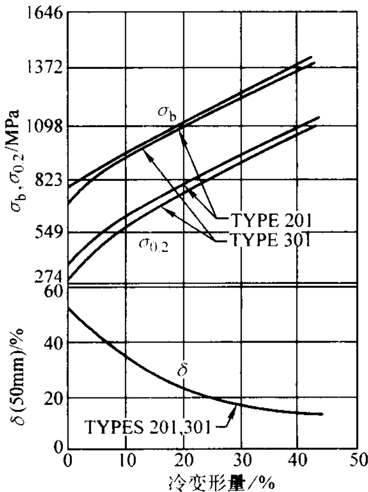


图 13.7-545 钢的冷变形量对拉伸性能的影响

(4) 高温力学性能

该钢的高温力学性能见表 13.7-291 和图 13.7-546。

表 13.7-291 1Cr17Ni5Mn6N 不同温度下的力学性能

温度/℃	屈服强度 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	δ_5/%
21	365	809	56.5
95	268	673	62.5
205	208	561	46.5
315	189	545	44.0
425	181	527	45.5
540	161	479	33.0
650	141	328	28.5
760	125	188	27.5
870	97	130	55.0

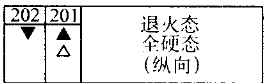


图 13.7-546 温度对瞬时拉伸性能的影响

(5) 钢的持久性能如图 13.7-547 所示。

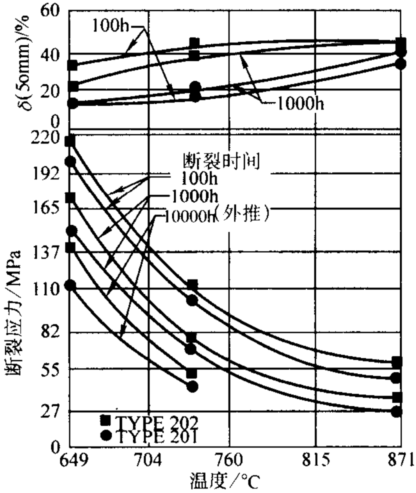


图 13.7-547 1Cr17Ni5Mn6N 钢不同温度下的持久性能

(6) 腐蚀性能

此钢在绝大多数的介质中可以代替 1Cr17Ni7 钢。1Cr17Ni5Mn6N 钢的起皮温度为 843℃，比 1Cr17Ni7 钢要低 56℃。其耐蚀性能数据见表 13.7-292。

表 13.7-292 1Cr17Ni5Mn6N、202 在不同介质下的腐蚀率

介 质	腐蚀深度/mm·a^{-1}				
	304	202	202 氩弧焊	1Cr17Ni5Mn6N	1Cr17Ni7
65% HNO_3	0.027 5	0.548	—	—	—
50% H_2SO_4	0.000 0	0.000 0	—	—	—
50% H_3PO_4	0.03	0.091	0.03	—	—
2% HCl	0.03	0.03	—	—	—
15%醋酸	0.000 0	0.000 0	0.03	—	—
15%乳酸	0.000 0	0.000 0	0.000 0	—	—
25%柠檬酸	0.000 0	0.000 0	0.000 0	—	—
65% HNO_3	—	0.457	—	0.518	0.457
8% H_2SO_4 + 1% Cu_2SO_4	—	—	—	0.009	0.006
5%乳酸	—	—	—	0.003	0.003
10%乳酸	—	—	—	0.003	0.003
60%醋酸	—	—	—	0.003	0.003

(7) 工艺性能

1) 加工性能 此钢与 1Cr17Ni7 钢一样可通过拉拔、轧制、弯曲等成形方式进行加工。

2) 焊接性能 此钢的焊接性能比 304 要差，焊丝可以选用 308。

3) 热处理工艺 此钢不能通过热处理进行强化，固溶处理温度在 1 010 ~ 1 066℃之间，固溶温度应该尽量的低，此钢比 1Cr17Ni7 钢更容易起皮。

(8) 物理性能

线胀系数见表 13.7-293；

弹性模量：197 GPa；

密度：7.81 g/cm^3；

电阻率：685 nΩ·m；

热导率：16.9 W/m·K（100℃），21.4 W/（m·K）（500℃）；

相对磁导率：1.02；

比热容（0 ~ 100℃）：500 J/kg·K；

熔点：1 399 ~ 1 454 ℃。

表 13.7-293 1Cr17Ni5Mn6N 钢线胀系数

$10^{-6}K^{-1}$

0 ~ 100℃	0 ~ 205℃	0 ~ 315℃	0 ~ 425℃	0 ~ 480℃	0 ~ 540℃	0 ~ 650℃	0 ~ 870℃
15.7	16.4	17.5	18.0	18.2	18.4	18.9	20.3

(9) 应用

该钢的主要用来制造旅馆装备，厨房用具，水池，交通工具等。

2.1.26 1Cr18Ni5Mn8N（AISI1202）

1Cr18Ni5Mn8N 钢是 Cr-Ni-Mn-N 系统中最典型的、发展得比较完善的钢种，它利用锰和氮来代替 18-8 钢中部分的镍得到奥氏体组织，从而获得良好的力学性能和耐蚀性能。在 800℃以下，这种钢的抗氧化性能很好，强度亦好，可用来制作 800℃以下，经受弱介质腐蚀和承受负荷的零件。

(1) 化学成分

该钢的化学成分见表 13.7-294。

(2) 室温力学性能

该钢的室温力学性能见表 13.7-295。

表 13.7-294 1Cr18Ni5Mn8N 钢主要元素成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Cr	Ni	N	S	P
≤0.15	≤1.00	7.5 ~ 10.0	17.0 ~ 19.0	4.0 ~ 6.0	≤0.25	≤0.030	≤0.060

表 13.7-295 1Cr18Ni5Mn8N 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	a_K /J·cm^{-2}	硬度 HB	备注
1 010 ~ 1 120℃，水冷	≥520	≥275	≥40			①
1 050 ~ 1 100℃，水冷	≥633		≥40			②
1 075℃，空冷	726	333	67.5	367		③
1 070℃，空冷	706	314	62.5	196	89.0	④
1 100℃，水冷	633 ~ 753	333 ~ 467	45.2 ~ 62.0			⑤

① 摘自 GB 1220。② 板材，厂标。③ 棒材，实验数据。④ 厚 2.5 mm 的板材大生产数据。⑤ 大生产检验结果。

(3) 冷作硬化特点

钢的冷作硬化特点见表 13.7-296。

表 13.7-296 1Cr18Ni5Mn8N 钢不同状态下的力学性能

压下量/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
9	794	563	37
20	892	725	26.5
28	980	867	20
38.5	1 078	990	12
48.5	1 156	1 019	12

(4) 低温力学性能

该钢的低温性能示于表 13.7-297 和图 13.7-548。

表 13.7-297 1Cr18Ni5Mn8N 钢在不同温度下的冲击吸收功

热处理	冲击值 a_K/J·cm^{-2}		
	17℃	-19℃	-63℃
1 075℃	37.5	355	365

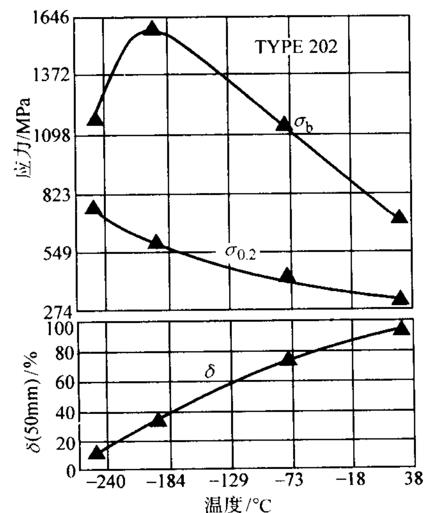


图 13.7-548 1Cr18Ni5Mn8N 钢的低温拉伸性能

(5) 高温力学性能

该钢的高温性能见表 13.7-298。

表 13.7-298 1Cr18Ni5Mn8N 钢在不同温度下的力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
20	745	355	
95	660	300	61
205	595	235	45
315	560	205	45
425	540	195	45
540	495	170	36
650	370	150	28
760	215	130	31
870	125	105	48

(6) 耐蚀性

1Cr18Ni5Mn8N 钢的耐蚀性能见表 13.7-299。

表 13.7-299 1Cr18Ni5Mn8N 钢在不同介质中的耐蚀性能

介质条件			试验时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃		
HNO_3	50	40	144	0.002 6
	50	80	144	0.038 1
	30	40	144	0.001 7
	30	80	144	0.034 6
NH_4NO_3	65	100	144	0.000 29
	90	130	144	0.000 37

此钢在敏化态有晶间腐蚀倾向；固溶态可通过 L 法检验。在腐蚀环境中使用的焊接部件要注意有无晶间腐蚀产生。

(7) 工艺性能

此钢适宜的热加工温度为 850~1 200℃。固溶处理温度为 1 050~1 100℃，加热后急冷。

此钢焊接性良好。一般用电弧焊、氩弧焊等方法焊接。焊后塑、韧性较 Cr-Ni 钢稍低。手工电弧焊可用奥 707、奥 302、奥 402 焊条，焊后焊接接头不经固溶处理便可通过 L 法晶间腐蚀检验，但不能通过 T 法检验。

(8) 物理性能

密度：7.8 g/cm^3。

线胀系数：20~100℃，14.83×10^{-6}/K；20~300℃，17.75×10^{-6}/K；20~500℃，18.70×10^{-6}/K。

热导率：100℃时，14 W/m·K；300℃时，17 W/m·K；500℃时，19 W/m·K。

2.1.27 1Cr17Ni2Mn15N（AISI205）

1Cr17Ni2Mn15N 钢是 CrMnN 奥氏体不锈钢，可以通过冷加工在获得高强度和高硬度的同时保持无磁性。

(1) 化学成分

该钢的化学成分见表 13.7-300。

表 13.7-300 1Cr17Ni2Mn15N 钢的主要化学成分

（质量分数） %

C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	N	Fe
0.12/0.25	14.00/15.50	≤0.030	≤0.040	≤1.00	16.50/18.00	1.15/1.75	0.32/0.40	余量

(2) 室温力学性能

该钢的室温力学性能见表 13.7-301。

表 13.7-301 1Cr17Ni2Mn15N 钢的室温力学性能

	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	HRC
固溶态	788	445	61	24
冷加工态	1 165	1 096	20	37

(3) 瞬时高温力学性能

该钢的瞬时高温力学性能见表 13.7-302。

表 13.7-302 1Cr17Ni2Mn15N 钢的瞬时高温力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
21	788	452	61	76
316	617	253	60	77
482	548	260	56	76
649	478	199	28	37
816	281	171	31	40

(4) 耐腐蚀性能

1Cr17Ni2Mn15N 钢在弱酸性和大气条件下具有很好的耐蚀性。此钢种，特别是在 538~816℃范围内加热导致碳化物析出的条件下，不耐强酸（例如硝酸和硫酸）腐蚀。像多数奥氏体不锈钢一样，此钢种对氯化物应力腐蚀非常敏感。

(5) 工艺性能

此钢种在固溶态具有很好的冷加工性能，可以通过冷轧、冷拔等手段加工，热加工加热温度和其他奥氏体不锈钢差不多，在 1 200~1 260℃之间，要有足够的保温时间使钢烧透。由于比普通的奥氏体不锈钢要硬得多，加工起来也显得困难得多，在高度硬化条件下，此钢种的塑性非常小。

1) 焊接性能　1Cr17Ni2Mn15N 钢能够用 E308-XX 和 E312-XX 焊接，如果在冷加工条件下焊接，焊接接头的强度比基体材料要低，而且由于碳化物的析出，耐腐蚀性能下降。

2) 热处理制度　为了获得最好的耐蚀性，此钢种在 1 093℃保温，然后水冷。

(6) 物理性能

密度：7.7 g/cm^3；

热导率（100℃）：17.3 W/m·K；

线胀系数（20~100℃）：18×10^{-6}/K；

电阻率：750 nΩ·m。

(7) 应用

产品形式：管材，拉拔材。

此钢种经常用在油井设备上，需要高强度的管材也经常用它来制作，如果在弱酸性条件下，同时有耐磨蚀的要求，也可以选用此材料。

2.1.28 0Cr21Ni6Mn9N（Nitronic40）

0Cr21Ni6Mn9N 钢的奥氏体非常稳定，即使经过 60% 的冷加工，仍然能够保持无磁的特性。它具有良好的强韧性和耐腐蚀性能，室温强度是一般奥氏体不锈钢 304、321、347 等的 2 倍。0Cr21Ni6Mn9N 钢在具有良好的强韧性的同时，还具有很好的工艺性、耐蚀性和抗高温氧化能力，在 -253℃低温具有高的强度和良好的韧性，同时也具有很好的高温性能。此钢种广泛的应用在航空和低温领域。虽然强度高，但是仍然可以用生产普通奥氏体不锈钢的方法进行生产。

(1) 化学成分

钢的化学成分见表 13.7-303。

(2) 室温力学性能

表 13.7-303 0Cr21Ni6Mn9N 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Fe
≤ 0.08	8.00/ 10.00	≤ 0.060	≤ 0.030	≤ 1.00	19.00/ 21.50	5.50/ 7.50	0.15/ 0.40	余量

钢的室温力学性能见表 13.7-304。

表 13.7-304 0Cr21Ni6Mn9N 钢的室温力学性能

试件尺寸	试验方向	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	疲劳强度(10^8 周次)/MPa
15.2 cm×15.2 cm	纵向	678	445	48	70	
15.2 cm×5.24 cm	横向	664	370	32	47	
10.2 cm×10.2 cm	纵向	671	397	55	75	
6.35 cm×6.35 cm	纵向	685	466	48	70	
ϕ2.54 cm	纵向	685	390	53	75	336

(3) 冷作硬化特点

钢的冷作硬化特点见表 13.7-305。

表 13.7-305 0Cr21Ni6Mn9N 钢冷拔线材的力学性能

冷变形量 /%	退火温度 /℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HRC
15		877	740	56	70	—
15	538	877	699	56	68	21
15	621	856	630	45	67	20
15	704	836	637	60	65	20
30		1 226	1 110	28	57	40
30	538	1 266	1 110	28	57	39
30	621	1 137	1 021	28	54	33
30	704	1 089	959	40	57	30

(4) 低温力学性能

钢的低温力学性能见表 13.7-306。

表 13.7-306 0Cr21Ni6Mn9N 钢的低温力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
24	706	397	50	70	278
-79	918	596	59	71	198
-160	1 390	1 028	—	24	88
-217	1 678	1 343	15	20	72

(5) 高温力学性能

钢的高温力学性能见表 13.7-307 ~ 表 13.7-309，持久强度见表 13.7-310。

表 13.7-307 0Cr21Ni6Mn9N 钢的固溶态性能

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率 δ/%
24	765	444	42.5
95	693	353	41.5
205	616	289	40
315	594	259	33
425	549	221	33

续表 13.7-307

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率 A/%
480	518	202	41
540	490	203	35
595	467	193	30
650	416	184	26
705	354	185	24

表 13.7-308 不同冷变形量的 0Cr21Ni6Mn9N 钢冷轧板的高温力学性能

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率 δ/%	HRC
10%冷变形量				
24	870	630	27.0	26
95	779	611	28.0	26
205	696	500	25.0	26
315	681	470	25.5	26
425	624	430	26.5	26
540	552	377	24.0	26
650	469	351	17.0	26
25%冷变形量				
24	1 097	876	14.5	35
95	998	881	12.0	35
205	931	836	5.5	35
315	877	759	6.0	35
425	798	667	10.5	35
540	715	601	9.0	35
650	592	500	8.0	35
60%冷变形量				
24	1 407	1 162	6.0	43
95	1 321	1 189	4.5	43
205	1 256	1 122	3.5	43
315	1 214	1 045	4.0	43

表 13.7-309 消除应力退火对不同冷变形量的 0Cr21Ni6Mn9N 钢高温力学性能的影响

冷变形量/%		抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率 δ/%	硬度
轧制状态					
室温	0	794	482	44.5	94HRB
	15	978	905	22.5	34HRC
	30	1 222	1 099	12.0	40HRC
480℃去应力退火 1 h					
室温	0	803	494	44.0	94HRB
	15	1 007	912	23.0	34HRC
	30	1 278	122	11.0	42HRC
675℃去应力退火 1 h					
室温	0	798	492	44.0	94HRB
	15	977	814	26.0	32HRC
	30	1 151	105	18.5	39HRC
轧制状态					
480℃	0	537	234	41.5	—
	15	654	529	18.0	—
	30	836	717	7.0	—
675℃去应力退火 1 h					
480℃	0	538	239	42.0	—
	15	631	490	21.5	—
	30	774	669	13.0	—

表 13.7-310 0Cr21Ni6Mn9N 钢的持久强度

温度/℃	$\sigma_{b/100}$/MPa			$\sigma_{b/1000}$/MPa		
	0Cr21Ni6Mn9N	AISI347	19-9DL	0Cr21Ni6Mn9N	AISI347	19-9DL
649	229	171~253	219~288	188	137~171	240
732	144	123	144	92		82
816	70	55~69	48	42	21~34	

(6) 耐腐蚀性能

此钢种具有良好的耐腐蚀性能，在医药、化工、海洋环境中耐蚀性介于 304 钢和 316 钢中间，其抗高温氧化能力大于 304 钢。

由于只含有质量分数为 0.04% 的碳，对晶间腐蚀不敏感，经焊接材料可不经过热处理直接使用。不过，与 304L 钢一样，当长时间在 538~871℃温度区间内加热时，有晶间腐蚀倾向。

在热的氯化物溶液中，此钢耐晶间腐蚀能力与 304 钢和 304L 钢相当。固溶态和敏化态试样在海洋大气环境下暴露 3.5 年也无应力腐蚀倾向。

(7) 工艺性能

0Cr21Ni6Mn9N 钢很容易锻造成形，对于尺寸大于 10 cm 的钢坯要求在 871℃以下装炉，然后加热到 1 204℃，最终热加工温度不低于 927℃。除了由于变形抗力较普通奥氏体不锈钢大之外，其他加工与普通奥氏体不锈钢一样。

1) 焊接 此钢种的各种型材都很容易焊接，为了得到与基体材料相匹配的力学性能和耐蚀性能，可以选用 0Cr21Ni6Mn9NW 焊丝。如果要求不是特别严格，也可以选用其他焊丝来代替。

对于低温用途，小于 0.64 cm 的材料可以用 0Cr21Ni6Mn9NW 焊接，对于大于 0.64 cm 的材料，要求选用镍基合金做焊丝。

2) 热处理 在 1 066~1 211℃温度区间内保温，然后快冷。

(8) 物理常数

密度：7.83 g/cm^3；

电阻率：730 nΩ·m；

弹性模量：195 GPa；

热导率见表 13.7-311。

线胀系数见表 13.7-312。

磁导率见表 13.7-313。

表 13.7-311 0Cr21Ni6Mn9N 钢不同温度下的热导率

温度/℃	-179	-73	93	204	427	649	871
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	7.79	11.0	13.8	16.2	20.2	24.8	28.8

表 13.7-312 0Cr21Ni6Mn9N 钢的线胀系数

温度/℃	27~93	27~204	27~316	27~538	27~760	27~871	27~982
α_l/10^{-6} K^{-1}	16.7	17.3	18.2	19.1	20.0	20.2	20.5

表 13.7-313 0Cr21Ni6Mn9N 钢的磁导率

	磁导率 μ			
H/A·m^{-1}	4 000	8 000	16 000	40 000
固溶处理	1.005	1.004	1.004	1.002
冷变形 15%	1.004	1.004	1.003	—
冷变形 35%	1.005	1.005	1.005	—
冷变形 60%	1.010	1.010	1.012	<1.02
热轧态	1.008	1.007	1.006	—

(9) 应用

产品形式：棒材，板材，带材，线材，锻件。

应用范围：航空，低温系统，要求抗高温氧化和无磁的部件。

2.1.29 0Cr18Ni2Mn12N (Nitronic 32)

0Cr18Ni2Mn12N 钢是一种通过加氮强化的 CrMnNi 奥氏体不锈钢，在耐蚀性相当的情况下，强度是 304 钢的两倍。由于具有高的加工硬化速率，冷拔态具有很高强度的同时还具有相当的塑性，此钢种具有与 302 钢相当的耐点蚀性能和晶间腐蚀性能，耐应力腐蚀性优于 304 钢。

(1) 化学成分

钢的化学成分见表 13.7-314。

表 13.7-314 0Cr18Ni2Mn12N 的主要化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	N	Cr	Ni	S	P	Fe
≤0.15	11.0/14.0	≤1.0	0.2/0.4	16.5/19.5	0.5/2.5	≤0.03	0.06	余

(2) 室温力学性能

钢的室温力学性能见表 13.7-315。

表 13.7-315 0Cr18Ni2Mn12N 钢固溶态的室温力学性能

项目	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HRB	A_{KV}/J
φ10.2 cm	788	445	55	70	—	—
φ2.54 cm	822	445	55	70	96	311
φ0.64 cm	822	445	60	70	98	—

(3) 冷作硬化特点

钢的冷作硬化特点见表 13.7-316。

表 13.7-316 冷加工对 0Cr18Ni2Mn12N 钢力学性能的影响（线材，φ0.64 cm）

冷变形量/%	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ%	HRB
0	822	754	55	70	B98
10	993	925	3	65	23
20	1 178	445	28.5	60	27.5
30	1 302	1 082	18.5	55	32
40	1 439	1 233	12.5	50	37
50	1 630	1 397	10	45	40
60	1 815	1 534	9.5	40	44

(4) 耐蚀性能

0Cr18Ni2Mn12N 钢在大多数的气氛条件下都是耐蚀的，在 49℃的饱和空气中，和在 35℃的 5% NaCl 盐雾试验中经历 240 h 没有任何腐蚀迹象。在酸性和点蚀介质中，0Cr18Ni2Mn12N 钢的耐蚀性与 0Cr18Ni9 钢相当。在沸腾硝酸和加速 $CuSO_4$ 溶液试验中，0Cr18Ni2Mn12N 钢抗晶间腐蚀性

能相当于1Cr18Ni9钢。和大多数奥氏体不锈钢相比，在热浓氯化物环境中，它具有更好的耐应力腐蚀性能。在沸腾45%$MgCl_2$溶液中、高应力下，0Cr18Ni2Mn12N钢的耐应力腐蚀性能与0Cr18Ni9钢相当，但在低应力下，则远远超过0Cr18Ni9钢。

(5) 工艺性能

固溶热处理：1 038℃，水冷

0Cr18Ni2Mn12N钢的锻造温度为1 149～1 204℃内。

这种合金可以利用任意一种焊接方法进行焊接，焊接接头的力学性能与基体接近，为了获得与基体材料相匹配的力学性能和耐蚀性能，金属填料312、349将是必需的，如果耐蚀性能是所要考虑的第一因素，308L焊丝将是首选。

(6) 物理常数

密度：7.78 g/cm^3

线胀系数（21～538℃）：$18.5\times10^{-6}/K$

弹性模量：199 GPa

磁导率见表13.7-317。

表13.7-317 0Cr18Ni2Mn12N钢固溶态的相对磁导率

磁场强度/$A\cdot m^{-1}$	固溶态	冷变形70%
4 000	1.009	1.018
8 000	1.009	1.015
16 000	1.008	1.011

(7) 典型应用

产品形式：棒材，线材，锻材，冷拔材。螺栓，螺丝钉，具有耐蚀性的弹簧，线材，开关，天线，电缆。

2.1.30 0Cr18Ni3Mn13N（Nitronic 33）

0Cr18Ni3Mn13N钢是一种低镍奥氏体不锈钢，具有高的屈服强度（大约是304钢的2倍）、好的耐应力腐蚀性能、低的磁导率和良好的低温性能。它的耐磨蚀性能比一般奥氏体不锈钢好得多，能够使用制造一般奥氏体不锈钢的方法进行生产，焊接前后不用热处理。0Cr18Ni3Mn13N钢有以下特点：1）高的屈服强度；2）较好的耐应力腐蚀性能；3）在大变形冷加工条件下，依然保持很低的磁导率；4）良好的强度和塑性的匹配；5）优良的耐磨损性能。几乎所有的性能都超过304不锈钢。

(1) 化学成分

钢的化学成分见表13.7-318。

表13.7-318 0Cr18Ni3Mn13N钢的化学成分（质量分数）

%

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Fe
≤0.08	11.50～14.50	≤0.060	≤0.030	≤1.00	17.00～19.00	2.250～3.750	0.20～0.40	余

(2) 室温力学性能

钢的室温力学性能见表13.7-319。

表13.7-319 0Cr18Ni3Mn13N钢的室温力学性能

材类	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HRB
板材（固溶）	788	466	50	—	95
挤压材	747	425	41	77	
挤压材(固溶)	706	400	52	73	

(3) 冷作硬化特性

钢的冷作硬化特性见表13.7-320。

(4) 低温力学性能

表13.7-320 0Cr18Ni3Mn13N钢的冷作硬化特性

冷变形量/%	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
0	787	466	51	B95
10	911	719	32	30
20	1 096	959	18	37
30	1 260	1 144	10	41
40	1 370	1 240	7.5	42
50	1 439	1 308	6.5	44
60	1 521	1 363	5.0	45

钢的低温力学性能见表13.7-321和表13.7-322。

表13.7-321 0Cr18Ni3Mn13N钢的低温力学性能（1）

温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%
-18	973	582	64
-46	1 041	644	63
-73	1 137	712	60
-101	1 226	795	55
-129	1 336	904	50
-152	1 425	1 000	42
-196	1 596	1 199	20

表13.7-322 钢的低温力学性能（2）

合金	σ_s/MPa		缺口抗拉强度（$K_t=5.3$）/MPa		缺口抗拉强度/光滑抗拉强度	
	21℃	-196℃	21℃	-196℃	21℃	-196℃
0Cr18Ni3Mn13N	445	1 144	801	1 336	1.01	0.88
304	260	301	548	877	0.94	0.59

(5) 瞬时高温力学性能

钢的瞬时高温力学性能见表13.7-323。

表13.7-323 0Cr18Ni3Mn13N钢的瞬时高温力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%
24	801	493	49
93	726	404	50
204	637	308	44
316	623	267	44
427	561	247	49
538	507	219	39

(6) 持久强度

钢的持久强度见表13.7-324。

表13.7-324 0Cr18Ni3Mn13N钢的持久强度

温度/℃	持久强度/MPa		
	100 h	1 000 h	10 000 h
482	534	432	356①
538	397	322	257①
593	336	264	212①
649	247	161	99①
732	103	52	27①
816	47	23①	11①

① 通过外推得到的数据。

(7) 耐腐蚀性能

0Cr18Ni3Mn13N钢在大多数的气氛条件下都是耐蚀的，在49℃的饱和空气中和在35℃的5% NaCl盐雾试验中经历240 h没有任何腐蚀迹象。在低应力下，0Cr18Ni3Mn13N钢比304钢有更好的耐应力腐蚀性能，在高应力下，两者差不多。0Cr18Ni3Mn13N钢的焊接接头不用热处理就能通过65%硝酸和硫酸-硫酸铜晶间腐蚀试验。0Cr18Ni3Mn13N钢在连多硫酸中有优异的耐应力腐蚀的能力，不论是固溶态还是敏化态，在室温连多硫酸溶液中，连续经500 h试验，无应力腐蚀破裂。

0Cr18Ni3Mn13N钢具有优异的耐磨损性能，远优于普通奥氏体不锈钢，见表13.7-325。

表13.7-325 钢的耐磨损性能

合 金	硬 度	耐磨指数
440C	59HRC	0.003
0Cr18Ni3Mn13N	92HRB	0.30
410	41HRC	0.30
17-4PH	42HRC	0.47
304	85HRB	1.00

(8) 工艺性能

与其他奥氏体不锈钢一样，可用通过常见的加工方法进行加工，由于此钢与300系列相比，强度稍高，因此需要较高的轧制力。加工过后一般要求进行固溶处理。

1) 焊接性能 0Cr18Ni3Mn13N钢的板带材焊接时不需要填丝，焊接接头处的强度和基体强度等同。0Cr18Ni3Mn13NW钢有与0Cr18Ni3Mn13N钢相匹配的强度、磁导率和耐腐蚀性，是最适合的焊接填料。如果要求不特别严格的话，308L钢和312钢也可以选用。焊接方法可以采用：1) 气体保护焊；2) 钨极气体保护焊；3) 埋弧焊。

2) 热处理 固溶处理：1 038～1 093℃，快速冷却。

(9) 物理性能

密度：7.8 g/cm^3；

电阻率：700 nΩ·m；

热导率（20～100℃）：16.3 W/m·K；

线胀系数见表13.7-326；

磁导率见表13.7-327。

(10) 应用

产品形式有板材，带材，棒材，线材，管材等。主要用于热交换器、压力容器，低温容器，旋转设备等。

表13.7-326 0Cr18Ni3Mn13N钢的线胀系数

温度/℃	26～93	26～204	26～316	26～427	26～538	26～649	26～760	26～871	26～982
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	4.96	5.09	5.38	5.59	5.79	6.02	6.19	6.33	6.49
温度/℃	20～-18	20～-46	20～-73	20～-101	20～-129	20～-157	20～-184		
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	4.63	4.62	4.48	4.22	3.92	3.58	3.26		

表13.7-327 0Cr18Ni3Mn13N钢的磁导率

冷变形量/%	0	10	20	30	40	50	60	70
H=40 kA/m	1.001 4	1.001 3	1.001 0	1.001 5	1.001 5	1.001 1	1.001 2	1.000 9
H=80 kA/m	1.001 3	1.001 2	1.001 1	1.001 3	1.001 3	1.001 2	1.001 2	1.001 3

2.1.31 00Cr22Ni13Mn5Mo2N（Nitronic 50）

00Cr22Ni13Mn5Mo2N钢既具有较好的耐蚀性，又具有较高的强度。甚至在严重冷变形下或者在低温下长时间暴露，仍具无磁性。该钢一般应用于石化、化学、纸浆和造纸、纺织、食品加工及海洋工业中。

(1) 化学成分

钢的化学成分见表13.7-328。

(2) 力学性能

表13.7-328 00Cr22Ni13Mn5Mo2N钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Co	V	Fe
≤0.06	4～6	≤0.04	≤0.03	≤1.0	20.50～23.5	11.5～13.5	1.5～3	0.2～0.3	0.1～0.3	0.1～0.3	余量

00Cr22Ni13Mn5Mo2N钢的力学性能见表13.7-329和表13.7-330。

表13.7-329 00Cr22Ni13Mn5Mo2N钢的典型的低温、室温和高温力学性能

温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ/%
退火棒（φ25.4 mm，1 120℃，保温0.5 h，水淬）				
-196	1 550	878	41	51
-73	1 002	583	50	65
24	830	448	46	65
315	713	320	38	63
427	672	312	30	64
538	624	285	40	62
649	569	285	36	62
732	477	271	39	64
816	360	233	43	77

续表13.7-329

温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ/%
退火态薄板、薄带（1 065℃，保温0.5 h，水淬）				
24	912	617	35	—
315	741	398	34	—
427	707	384	36	—
538	658	364	29	—
649	583	343	35	—

表13.7-330 00Cr22Ni13Mn5Mo2N钢的V形缺口冲击吸收功 J

测试温度	-196	-73	24
退火棒材	68	156	230
焊接接头①	68	156	230

① 焊接接头经675℃，保温1 h处理。

(3) 冷作硬化特性

钢的冷作硬化特性见表 13.7-331。

表 13.7-331　00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢的冷变形对力学性能的影响　$10^{-6}K^{-1}$

	冷变形量 /%	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%
棒材	0	830	446	46	65
	15	1 132	981	23	56
	30	1 331	1 194	15	49
	45	1 482	1 345	11	45
	60	1 605	1 482	9	42
	70	1 688	1 605	8	39
板带	0	912	617	35	—
	15	1 084	1 008	17	—
	30	1 262	1 180	10	—
	45	1 358	1 248	8	—

(4) 疲劳性能

钢的疲劳性能见表 13.7-332。

表 13.7-332　00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢的光滑试样的室温疲劳强度

项目	数值
退火棒材疲劳强度/MPa（10^8 周期）	322
退火棒材海水中的腐蚀疲劳强度/MPa（10^8 周期）	151
退火板材 疲劳强度/MPa（10^8 周期）	566

(5) 持久强度见表 13.7-333。

表 13.7-333　00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢的不同温度下的持久强度

测试温度/℃	持久强度/MPa		
	100 h	1 000 h	10 000 h
593	466	346	257
649	357	274	199
732	199	117	60

(6) 耐腐蚀性能

00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢在很多介质中表现出优异的耐蚀性能。其中一些的耐蚀性见表 13.7-334。国外已推荐将该钢用作与食品接触的表面材料。

表 13.7-334　00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢等在 3 种介质中的腐蚀情况

退火态钢种	5% H_2SO_4，80℃①/$mm \cdot a^{-1}$	10% $FeCl_3$，23℃/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	5%盐雾实验，35℃
00Cr22Ni13Mn5Mo2N	0	0	完好
316L	1.19	0.31	完好

① 5周期，每周期 48 h。

00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢经过 650℃，1 h 敏化处理后具有优异的耐晶间腐蚀性能，见表 13.7-335。

00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢经静止海水浸泡 9 个月后，完全没有受到侵蚀。而同样条件下，316 钢表现出较严重的点蚀及缝隙腐蚀现象。

00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢在热氯化物环境下也遭受应力腐蚀。在 45%沸腾 $MgCl_2$ 溶液中，该钢表现出和 316 钢相当的耐应力腐蚀破裂性能。

表 13.7-335　00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢耐晶间腐蚀性能

钢　种	晶间腐蚀深度/$mm \cdot a^{-1}$	
	固溶状态	670℃敏化，1 h，空冷
65%沸腾 HNO_3，48 h，5 周期		
00Cr22Ni13Mn5Mo2N	0.18	0.30
316L	0.456	1.37
Fe_2SO_4 - H_2SO_4 溶液，120 h		
00Cr22Ni13Mn5Mo2N	0.276	0.672
316L	0.612	1.01

(7) 工艺性能

该钢有较好的冷、热加工性能。00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢可加工成棒、丝、板、带、管等材料。开锻温度以控制在 1 175 ~ 1 230℃ 为宜。在冷加工时，该钢有较高的冷加工硬化倾向，可通过 1 120℃退火处理软化。由于该钢有较高的硬度及韧性，故其切削加工性能比 316 钢困难，对刀具的要求也比较高。

该钢可以比较容易地采用常规焊接方法进行焊接。焊接接头具有与母材相当的强度。已经设计出配套的焊接材料 W22-13-5。

(8) 热处理

退火及冷加工后的再结晶处理制度：1 065 ~ 1 120℃，厚板水淬，薄板空冷。

不能通过任何热处理改变该钢的硬度，只能通过冷变形。

(9) 物理常数

密度：7.88 g/cm^3；

线胀系数/$10^{-6} \cdot K^{-1}$

24 ~ 93℃　　9.09，

24 ~ 426℃　　9.9，

24 ~ 870℃　　11.1；

热导率/$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$：

140℃　　19，

482℃　　24，

815℃　　30；

电阻率/$n\Omega \cdot m$：　820；

磁导率，H/$A \cdot m^{-1}$　16 000

固溶态　　1.004，

冷变形 27%　　1.004，

冷变形 75%　　1.004。

(10) 应用

00Cr22Ni13Mn5Mo2N 钢可广泛应用于各类泵、阀，紧固件，线缆，海洋用材料，热交换件，弹簧及照相器材。

2.1.32　0Cr17Ni9Mn8Si4N (Nitronic 60)

0Cr17Ni9Mn8Si4N 钢是一种将优良的耐蚀性能，突出的耐磨蚀性能，优异的抗咬死，高的强度和很好的抗高温氧化性能结合的合金，在低温下也具有良好的韧性。

(1) 化学成分

钢的化学成分见表 13.7-336。

表 13.7-336　0Cr17Ni9Mn8Si4N 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	P	S	Si	Cr
0.070/0.080	7.50/8.50	≤0.040	≤0.030	3.70/4.20	16.00/17.00
Ni	**Mo**	**Cu**	**N**	**Ti**	**Al**
8.00/8.50	≤0.75	≤0.75	0.08/0.18	≤0.050	≤0.020
B	**Nb**	**Sn**	**V**	**W**	**Fe**
≤0.001 5	≤0.1	≤0.05	≤0.20	0.15	余

（2）工艺性能

1）热处理制度　1 066℃保温然后水冷。此钢不能通过热处理进行硬化。

2）加工性能　在低于816℃以下装炉，加热到1 093℃，然后加热到1 117℃，进行锻造。

3）焊接性能　用普通的焊接方法就可以焊接此钢。钨极氩弧焊是可行的，其焊接接头具有可与基体相媲美的耐磨性能；利用氩弧焊和相匹配的焊接材料，其焊接接头具有比基体材料稍高的强度，耐磨性能稍低于基体材料。

4）切削加工性能　此钢的切削加工性能比较差，只有304钢的50%左右。

5）其他性能　此钢种可以以较低的成本提供只有含钴和高镍合金才可具有的耐磨性能。在大多数的介质中，其耐蚀性能都比304钢要好，在氯化物溶液中具有比316钢还要好的耐点蚀性能。室温屈服强度大约是304钢和316钢的两倍。此外，此钢还具有优异的抗高温氧化性能和低温冲击韧性。它的最突出的一个特性就是耐磨。此钢在600℃还具有与Inconel718相似的优良的耐磨损性能，与其他的奥氏体不锈钢和双相不锈钢相比，具有优良的耐气蚀性能，可以代替含钴的耐磨合金。0Cr17Ni9Mn8Si4N钢与部分不锈钢的耐磨损性能比较见表13.7-337。

表13.7-337　0Cr17Ni9Mn8Si4N钢与部分不锈钢的耐磨损性能比较

合金牌号	硬度HRB	质量损失/mg·(1 000r)$^{-1}$	
		105 r/min	415 r/min
0Cr17Ni9Mn8Si4N	95	2.79	1.58
201	90	4.95	4.68
301	90	5.47	5.70
302B	90	5.47	4.62
Ntronic 32	95	7.39	3.08
Ntronic 33	94	7.95	4.35
Ntronic 40	93	8.94	5.35
Ntronic 50	99	9.95	4.60
310	72	10.40	6.49
316	91	12.50	7.32
304	99	12.77	7.59
2205	99	17.40	4.02
21-4N	33HRC	21.38	10.02
303	98	386.10	50.47

（3）物理性能

密度：7.6 g/cm^3；

电阻率：982 nΩ·m；

线胀系数见表13.7-338；

表13.7-338　0Cr17Ni9Mn8Si4N钢的线胀系数

温度/℃	24~93	24~204	24~316	24~427	24~538	24~649	24~760	24~871	24~982
α_l/10^{-6}K^{-1}	15.8	16.6	17.3	17.6	18.0	18.5	18.9	19.3	19.8

磁性能见表13.7-339；

弹性模量：180 GPa。

表13.7-339　0Cr17Ni9Mn8Si4N钢不同变形量下的磁导率

状　态	固　溶	25%冷变形	50%冷变形	75%冷变形
相对磁导率（H=16 kA/m）	1.003	1.004	1.007	1.010

（4）产品

该钢的主要产品有棒材、管材和锻件。

（5）应用

由于该钢具有突出的耐磨损性能和高温性能，主要用来制造阀门、泵等相关组件以及要求抗咬死性能的部件。

2.2　铁素体不锈钢

铁素体不锈钢是一类含铬质量分数在10.5%~30%，碳质量分数≤0.20%，多数碳含量在0.12%以下，在使用状态下其组织是以铁素体为主的一系列铁铬合金的统称。此类钢具有体心立方结构（铁素体），有磁性。纯铁素体不锈钢在加热和冷却过程中不产生相变，因此不能通过热处理进行强化，又因铁素体应变硬化速度低，冷作后塑性下降，因此亦不能冷作进行强化。在各类不锈钢中，铁素体不锈钢的热导率最高，线（膨）胀系数较小，其导热性和膨胀特性类似普通碳钢。此类钢的耐蚀性，随钢中铬含量增加而提高，并可通过加入钼、硅、铝、钛、铌、硫和硒等赋予其不同的特性。与奥氏体不锈钢比较，其高温强度不良，在低温和大截面尺寸条件下，材料韧性低。

依据钢中的铬含量可将铁素体不锈钢分为低铬（质量分数为11%~15%Cr），中铬（质量分数为16%~22%Cr）和高铬（质量分数为23%~32%Cr）三类。尽管铁素体不锈钢具有节镍和良好的强度以及冷成形性能，但由于早期的铬铁素体不锈钢中的碳、氮含量较高，使之室温、低温下的韧性差，塑-脆性转变温度高，并具有缺口敏感等弊病，而且这些不足随铁素体不锈钢截面尺寸的增大，冷却速度的变慢以及焊接热循环的影响等，而更加强烈和明显。因此，尽管它是早在20世纪初就已发明的钢种，长时间并没得到广泛应用。20世纪70年代中期，由于不锈钢精炼技术的发展，AOD、VOD（SS-VOD）、真空冶炼和电子束熔炼技术的出现，可以生产出极低碳、氮、氧的高纯铁素体不锈钢，可将引起铁素体不锈钢上述不足问题的间隙元素碳和氮控制到较理想的水平，从而使铁素体不锈钢的这些缺点，尤其是韧性低的缺点得到不同程度的克服，因此其应用领域得到不断扩展，不仅出现了一些新的钢种，传统钢种的性能也得到极大改善。近年来高铬、钼，极低碳、氮（$w_C + w_N \leqslant 150\times10^{-6}$）超级铁素体不锈钢相继问世，使铁素体不锈钢在解决由氯化物所引起的应力腐蚀、点蚀和缝隙腐蚀等设备腐蚀问题方面，扮演着愈来愈重要的角色。

随着冶金技术的进步以及铁素体不锈钢性能的不断改善，铁素体不锈钢在工业发达国家的粗钢产量已占不锈钢总量的30%，可以预料随应用领域的不断发掘，其产量还将进一步扩大。

（1）铁素体不锈钢的脆性转变

铁素体不锈钢所能承受的塑性变形能力，与变形温度密切相关，尤其是在低于室温时表现尤为突出，随温度的下降，强度迅速增加而韧性急剧下降，其原因是在体心立方（bcc）的铁素体不锈钢中螺旋位错使其横向滑移能力受损。由于这个结果，铁素体不锈钢遭受到由韧性断裂向脆性断裂转变（解理断裂）。这种断裂转变出现的温度称为韧性向脆性断裂转变温度以DBTT表示。解理断裂的起源可以是晶间裂纹亦可是应变诱发的第二相质点裂纹。影响DBTT的主要因素是钢中的铬含量，碳、氮间隙元素含量以及晶粒尺寸和第二相的类型等。在上述因素一定的条件下，脆性转变温度和材料的截面尺寸相关，较厚的截面尺寸抑制了塑性流变，随截面尺寸的增加，在室温以上无一例外出现脆性断裂。不

同类型铁素体不锈钢DBTT与材料截面尺寸的关系如图13.7-549所示。在铁素体不锈钢实际应用中，细化晶粒，减少C+N含量，正确热处理均可提高钢的塑韧性。

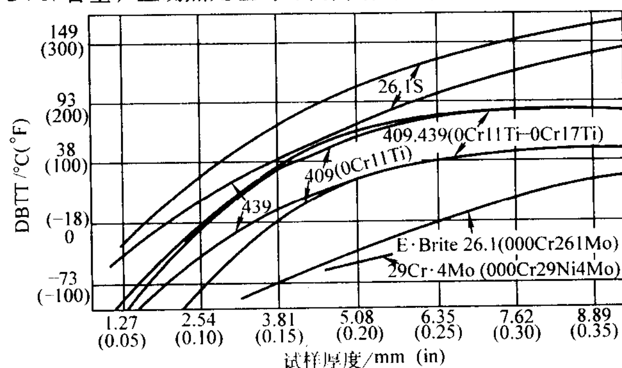


图13.7-549 各类铁素体不锈钢的DBTT与试样厚度的关系

(2) 铁素体不锈钢中的马氏体

某些铁素体不锈钢在一定的热处理条件下可能存在马氏体组织，它的存在超过某数量时，将使钢的强度增加，塑韧性下降，耐蚀性变坏。含碳量（质量分数）接近0.06%，铬含量（质量分数）为15%～18%的铁素体不锈钢在925℃以下加热，由于奥氏体的存在，在冷却时将会出现γ向M转变，其马氏体含量有可能达到体积分数为40%。控制铁素体不锈钢的马氏体的手段，可通过减少钢中奥氏体形成元素（C、N）或通过增加铁素体形成元素的措施予以实现。一旦出现危及性能的马氏体，可以通过650～790℃的回火处理进行校正。

铁素体不锈钢中的马氏体除其不利影响之外，α+M双相结构的钢尚且有细化晶粒，使钢的脆性转变温度下移的有利作用。

对于质量分数17%Cr铁素体不锈钢，马氏体对其力学性能及晶粒尺寸的影响如图13.7-550～图13.7-553所示。

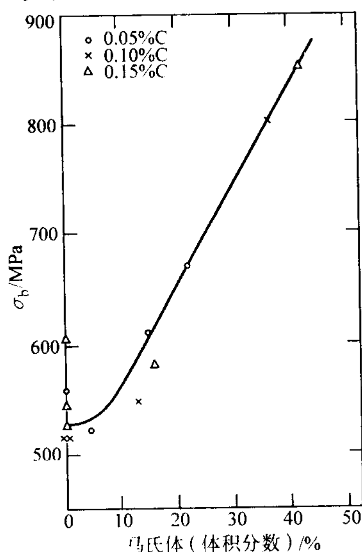


图13.7-550 马氏体量对质量分数为17%Cr铁素体钢抗拉强度的影响

(3) 475℃脆性

铬质量分数大于15%的铁素体不锈钢，在370～540℃长时间保温或缓慢冷却会产生强烈的脆性倾向，在475℃脆化速度最快，这一现象称为475℃脆性。引起这一脆性现象的本质是源于富铬α′金属间相的析出，α′相铬质量分数可高达61%～83%，铁质量分数为37%～17.5%，尺寸为10～20 nm左右，具有体心立方结构且无磁性，晶格常数为0.287 7 nm，

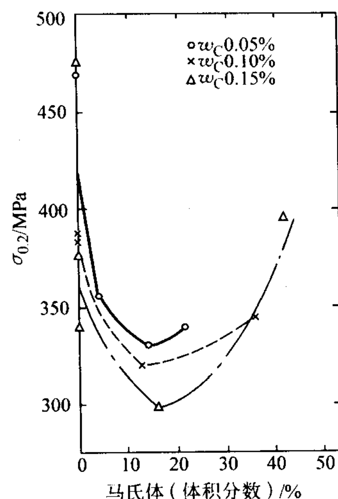


图13.7-551 马氏体对质量分数为17%Cr铁素体不锈钢屈服强度的影响

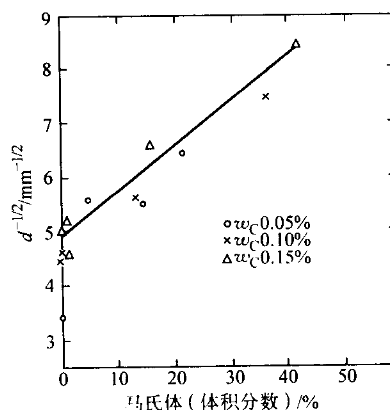


图13.7-552 马氏体（固溶处理温度的奥氏体量）对质量分数为17%Cr铁素钢晶粒度的影响

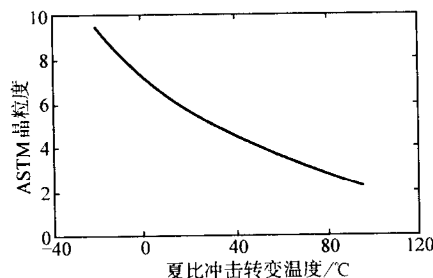


图13.7-553 晶粒度对质量分数为17%Cr铁素体钢冲击转变温度的影响

介于铁和铬的晶格常数之间，α′相的产生是由于在520℃以下发生σ→α+α′反应的结果，这一反应速度相当缓慢，历程相当长，只有在低于520℃以下进行时效才有可能，在时效条件一定的条件下，随钢中铬含量的增加，其脆性随之增加。当重新加热到550℃以上时，由于α′相的溶解，钢的塑韧性将得到恢复。

关于铁素体在一定温度范围内α′形成的Spinodal分解机制，近年来采用近代物理方法的研究手段已得到证实。Spinodal分解的铁素体在适宜的条件下按Spinodal分解机制发生两相分离，形成富铬和富铁的亚微观尺度原子偏聚区，即α′和α相。

α′相的形成对铁素体不锈钢性能的影响如图13.7-554～图13.7-558所示。可见，由于α′相的形成导致钢的强度上

升，塑韧性下降，脆性转变温度升高，使材料脆化，此外尚伴随着钢的耐蚀性下降。由于铁素体不锈钢所固有的475℃脆性，因此这类不锈钢（Cr＞15%）不宜在出现475℃脆性的温度范围内长期服役。

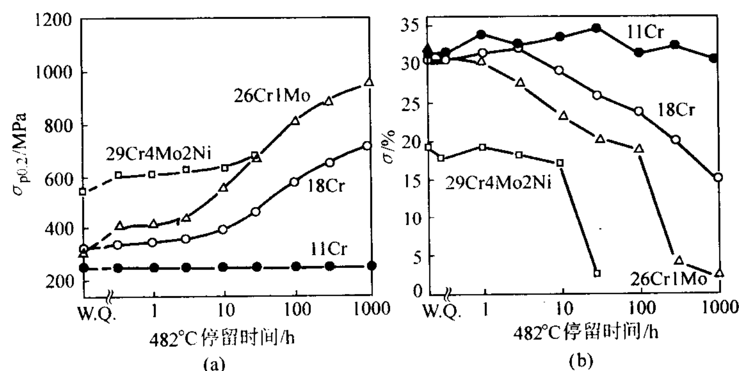


图 13.7-554 钢的屈服强度（a）及伸长率（b）与482℃时效时间的关系

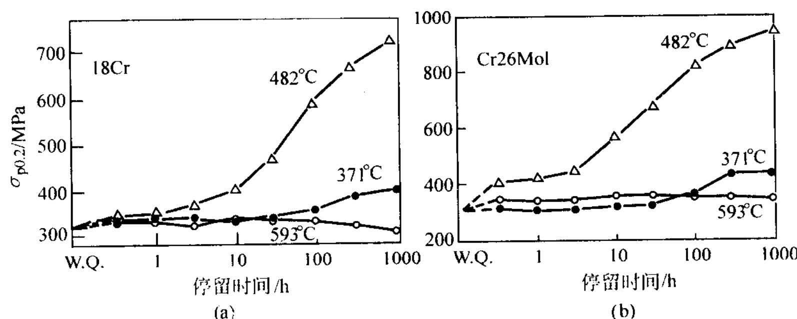


图 13.7-555 18%Cr钢（a）及Cr26Mo1钢（b）的屈服强度与时效时间的关系

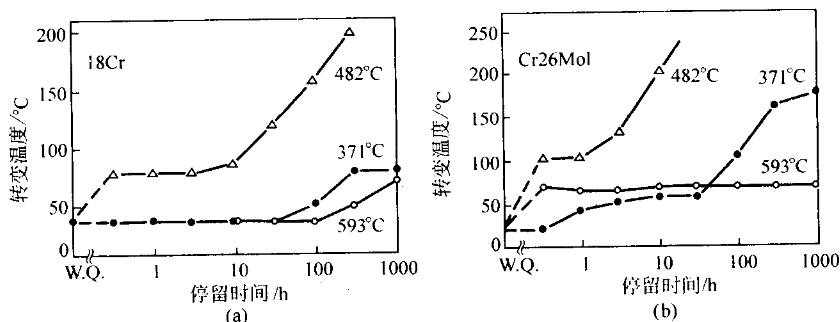


图 13.7-556 18%Cr钢（a）及Cr26Mo1钢（b）的FATT与时效时间的关系

（FATT-脆性断口形貌转变温度）

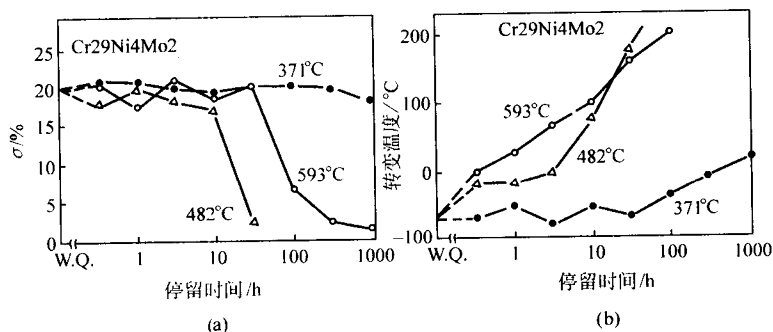


图 13.7-557 Cr29Ni4Mo2钢的伸长率（a）及FATT（b）与时效时间的关系

（4）σ相

铁素体不锈钢在500～800℃范围内加热或停留，由于产生σ相而使钢产生脆化和引起耐蚀性下降。σ相是一种富铬的Fe-Cr金属间化合物，其铬质量分数范围在42%～50%，可含有钼、镍、硅等。σ相是四方结晶构造，无磁性，其存在温度为500～800℃。在铁素体不锈钢中，当铬质量分数小于20%时，难于形成，即或形成也需要长时间保温，质量分数为12%～16%Cr的铁素体不锈钢在经过10 000 h和76 000 h时

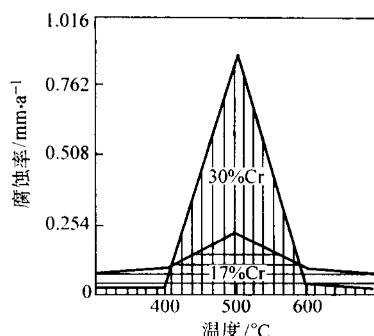


图 13.7-558 α′相对 17%Cr 和 30%Cr 铁素体不锈钢耐蚀性的影响

50%沸腾盐酸，钢在试验温度下时效 1 h

效后才观察到σ相。钼、硅、锰、镍的加入使形成σ相的铬含量向低的方向发展。

σ相的析出不仅危害钢的塑韧性，对耐蚀性也带来不利影响，尤其是沿晶间的连续网状σ相危害更大。由于σ相的高硬度，在某些条件下也可以利σ相的形成来提高钢的耐磨性。

当钢中含有钼时，铁素体不锈钢也存在χ相，χ相是一种具有体心立方（bcc）晶体结构的脆性相，在 730～1 010℃之间形成，随成分而变。χ相中的钼、铬富集程度高于σ相，其析出速度较σ相更快。钢中一旦出现不希望有的σ相和χ相，可加热到他们的形成温度以上保温后快冷加以消除。

（5）铁素体不锈钢中的碳化物和氮化物

碳、氮在铁素体中的溶解度非常低，当钢在高温加热和在随后冷却过程中，即或急冷，也难以防止碳化物和氮化物的析出。在铁素体不锈钢中的碳化物主要是（Cr，Fe）$_{23}$C$_6$，（Cr，Fe）$_7$C$_3$，氮化物主要类型是 CrN，Cr$_2$N。他们的存在将有害于钢的耐蚀性、韧性和增加缺口敏感性。

2.2.1 0Cr11Ti（AISI409），00Cr11Ti（AISI409L）

0Cr11Ti 和 00Cr11Ti 是低铬铁素体不锈钢中的一种，铬质量分数为 10.5%～11.75%。它们具有良好的成形性，经济性，耐蚀性，抗氧化性等综合性能。它们的典型用途是汽车排气系统相关部件。

（1）化学成分

0Cr11Ti、00Cr11Ti 钢的化学成分见表 13.7-340。

表 13.7-340 0Cr11Ti，00Cr11Ti 不锈钢的化学成分（质量分数） %

钢 种		C	Si	Mn	P	S	Cr	其 他	国 外
0Cr11Ti（409）	规格	≤0.08	≤1.00	≤1.00	≤0.040	≤0.040	10.5%～11.75%	Ti = 6×C%～0.75	AISI409
典型		0.04	0.30	0.25	0.025	0.005	11.00	Ti = 0.30	
00Cr11Ti（409L）	规格	≤0.030	≤1.00	≤1.00	≤0.040	≤0.040	10.5%～11.75%	Ti = 6×C%～0.75	
典型		0.01	0.30	0.25	0.025	0.005	11.00	Ti：0.20	AISI409L

（2）物理性能

密度：7.75 g/cm^3；

比热容 c：461 J/kg·K；

线胀系数 α_1：27～93℃时为 10.8×10^{-6}/K，

27～538℃时为 11.9×10^{-6}/K，27～982℃时为 13.5×10^{-6}/K；

热导率 λ：93℃时为 24.9 W/m·K，538℃时为 28.5 W/m·K；

电阻率：0.60 μΩ·m。

（3）力学性能

0Cr11Ti，00Cr11Ti 钢的室温力学性能见表 13.7-341。

表 13.7-341 0Cr11Ti、00Cr11Ti 不锈钢的力学性能

钢种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	硬度 HV
0Cr11Ti	460	265	32	140
00Cr11Ti	410	235	37	123

Cr11Ti 钢由于含铬低，低碳、氮又加钛，所以在铁素体不锈钢中强度相对较低，伸长率相对较高。

（4）耐蚀性

0Cr11Ti，00Cr11Ti 钢在比较弱的腐蚀环境中，例如在大气和淡水中有着优异的耐蚀性。在含微量 HCl 酸的沸腾溶液中它们的腐蚀率较 0Cr13（410）钢，00Cr13（410L）钢低，也较 0Cr17 钢低，有着较宽的耐酸界限，（见图 13.7-559）。在模拟汽车消音器冷凝液的环境下，钢的腐蚀率随铬含量增加而降低，当 $w_{Cr}\geqslant 11\%$，腐蚀率降到非常低（见图 13.7-560）。因此，0Cr11Ti，00Cr11Ti 钢已在现代汽车排气系统中代替镀铝钢，得到广泛应用。

（5）抗氧化性

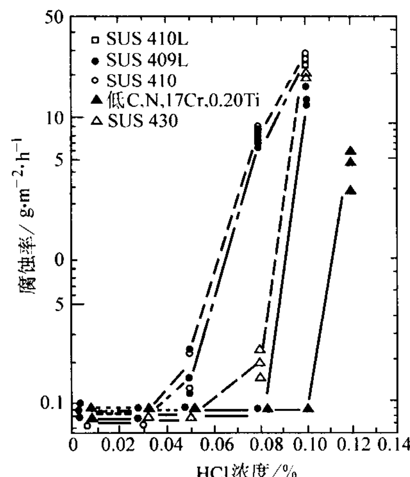


图 13.7-559 0Cr12、0Cr17 铁素体不锈钢在沸腾 HCl 中的 6 h 腐蚀率

0Cr11Ti，00Cr11Ti 铁素体不锈钢有着比软钢更为优异的高温抗氧化性，断续高温使用温度为 815℃，连续使用为 675℃。Cr11Ti 钢，由于铬含量较低，在 900℃大气中 100 h 连续加热通常会发生氧化，所以此钢在过于苛刻的氧化条件不宜使用。图 13.7-561 是在含 3%水分、1 000℃氧气氛围中进行氧化试验的结果。0Cr13（410）钢 5 h 多就发生异常的氧化，氧化增量急剧增加。与之相比，含质量分数为 0.2% Al 的 0Cr12（405）钢初期氧化增量较低，而经过 10 h 后氧化也加速，图中 00Cr11Ti（质量分数为 Cr11.9%，Ti0.7%）材料较 0Cr13Al（405）和 00Cr13（410）材料抗氧化性好，而加入质量分数为 1.5%Si 的钢和加 B 钢表现出最好的抗氧化性。

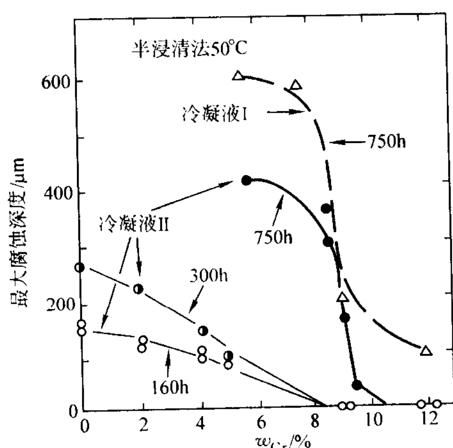


图 13.7-560 消音器模拟冷凝液中 Cr 钢的耐蚀性
冷凝液Ⅰ含 Cl^-，SO_4^{2-}，NH_4，CO_3^{2-}，HCl_3 等冷凝液（pH = 8.5）；
冷凝液Ⅱ浓度为冷凝液Ⅰ的 6 倍（pH = 4.2）

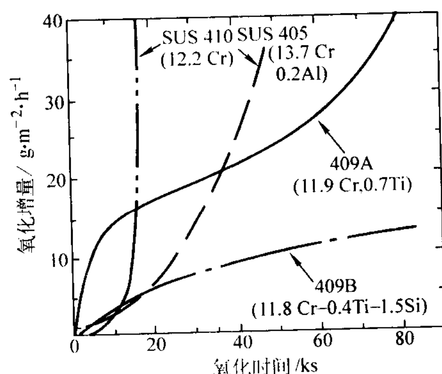


图 13.7-561 各种低 Cr 铁素体不锈钢的高温氧化特性
氧化条件 1 000℃，3% H_2O—O_2（体积分数）

(6) 冷热加工和热处理

0Cr11Ti，00Cr11Ti 钢开始热加工温度为 1 100 ~ 1 150℃，卷取温度约 600℃，热轧带坯在罩式炉内退火 830 ~ 870℃ × 8 h。

冷轧带在冷线或混线的连续退火酸洗线上进行热处理，热处理温度控制在（860 ± 10）℃。

(7) 成形性

0Cr11Ti、00Cr11Ti 铁素体不锈钢的成形性较奥氏体不锈钢和软钢差些，但是在铁素体不锈钢中是最优异的。可进行相当程度的成形加工。评价冲压成形有两大要素，即深拉伸性和胀形性。

1) 深拉伸性　深拉伸性与钢板的结构有关。00Cr11Ti 钢由于低碳、氮又加钛，钢板平行轧制面｛111｝较发达，因此 $\overline{\gamma}$ 值较高，深拉伸性较好，图 13.7-562 指出钛含量对低碳、氮 Cr13 铁素体不锈钢 $\overline{\gamma}$ 值的影响，当钛的加入量为（C + N）的 10 倍以上时 $\overline{\gamma}$ 值最好。

2) 胀形性　胀形性是以伸长率和 n 值为指标的，它受钢的合金元素的含量和纯度的影响，铬、碳及其他元素含量愈低，洁净度愈高，胀形性愈好。低铬铁素体不锈钢本质上铬就低，对伸长率是有利的，因此以 Cr11 为基，再降低不纯物元素含量并加入微量钛，必然具有较好的胀形性并兼备极好的深拉伸性。

表 13.7-342 示出 00Cr13（410L）、00Cr11Ti（409L）钢的成形性试验值，其成形性是良好的，特别是 00Cr11Ti 钢的 γ 值，E_γ 值和 CCV 值及扩孔比都好。图 13.7-563 给出 00Cr11Ti、0Cr17 钢板的成形极限，00Cr11Ti 钢的比 0Cr17 钢的大得多。

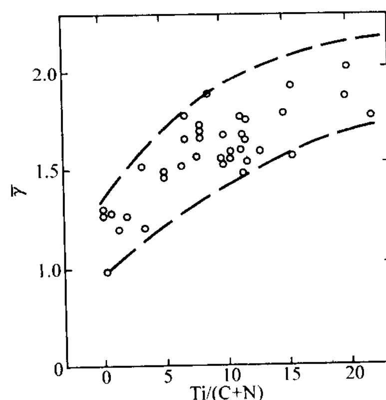


图 13.7-562 钛含量对低碳、氮 Cr13 铁素体不锈钢 $\overline{\gamma}$ 值的影响

表 13.7-342 00Cr13，00Cr11Ti 铁素体不锈钢的成形性

钢种	板厚 /mm	n 值	$\overline{\gamma}$ 值	E_r/mm	CCV 值 /mm	扩孔比①	弯曲性②
00Cr13	0.8	0.22	1.1	10.1	39.1	1.1	良好
(410L)	1.5	0.22	0.8	11.3	62.0	1.1	良好
00Cr11Ti	0.8	0.24	1.7	11.2	38.0	1.4	良好
(409L)	1.5	0.24	1.2	11.9	61.1	1.5	良好

① 冲孔的扩孔比 = $(d - d_0)/d_0$，d_0 为试验前孔径（10 mm），d 为试验后孔径。
② 沿轧前方向弯曲，弯曲角 0°。

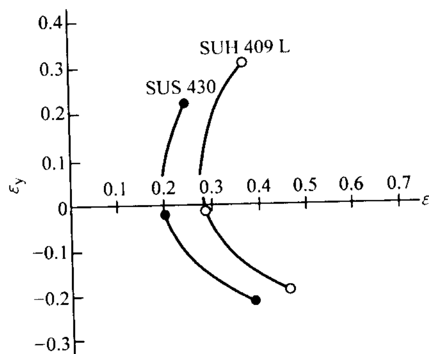


图 13.7-563 00Cr11Ti 和 0Cr17 钢成形极限曲线（板厚 1.5 mm）

(8) 焊接性

0Cr11Ti，00Cr11Ti 钢一般可采用各种方法进行焊接，例如钨极氩弧焊，金属极氩弧焊，电阻焊和点焊等。如果需填充金属，建议使用 0Cr11Nb，焊接时输入的热量应该小些，避免晶粒过分长大，以免过分降低焊缝和热影响区的塑性和韧性。0Cr11Ti，00Cr11Ti 钢有着较 0Cr13Al，00Cr13 钢好的焊接性能。图 13.7-564 示出 0Cr11Ti（409），0Cr3Al（405），0Cr13（410）钢厚板使用 0Cr23Ni11（309）型焊条进行焊接，焊缝附近的硬度分布。0Cr11Ti 钢焊缝附近，HAZ（热影响区）硬度几乎没有变化，没有马氏体生成，仅由于高温下单相铁素体晶粒粗化，所以 00Cr11Ti 钢厚板焊接加工时，应尽量减小输入热量，避免晶粒长大引起 HAZ 破裂。图 13.7-565 示出板厚 1.5 mm 焊接，焊缝附近的硬度分布，00Cr11Ti（409L）焊缝金属和热影响区是铁素体单相，硬度几乎没有变化，因此，薄板焊缝加工性能优异。图 13.7-566 示出 00Cr11Ti（409L）钢汽车排气管高频焊，焊缝附近的硬度分布，焊缝中心由于加压变形较周边硬度略有升高。高频焊与电弧焊不同，几乎看不出溶融凝固处。高频焊管性能见表 13.7-343，有着优异的伸长率和加工性，用于排气管等加工无特殊困难。

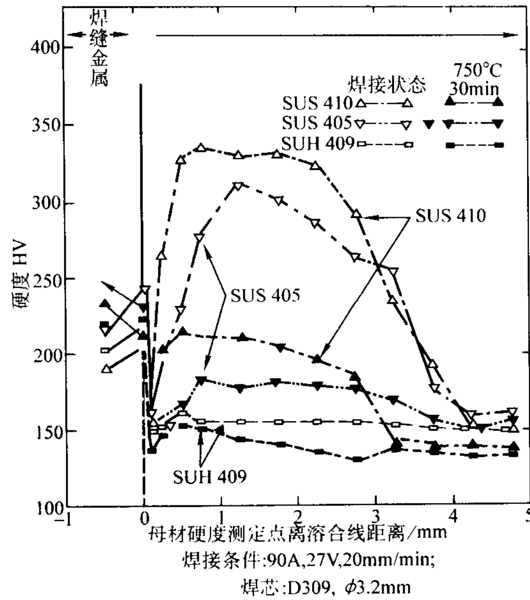


图 13.7-564 低铬铁素体不锈钢厚板焊缝区的硬度分布（板厚 12 mm）

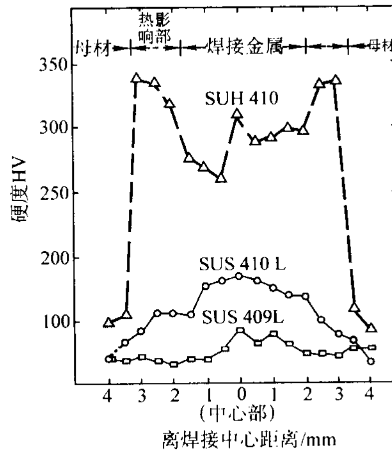


图 13.7-565 TIG 焊缝硬度分布（板厚 1.5 mm）

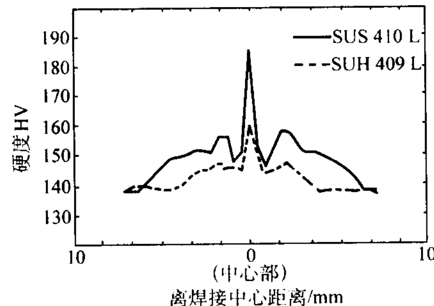


图 13.7-566 高频焊接管焊缝硬度分布

表 13.7-343 高频焊管① 的性能试验值

钢 种	抗张试验②			压扁③	冲扩④
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%		
00Cr13	380	440	50	良	>1.5D
00Cr11Ti	375	430	46	良	>1.5D

① 焊管，ϕ38.1 mm×1.5 mm。
② JIS 11 号试验片。
③ 焊接部分压扁。
④ 60°圆锥冲头，冲扩部分在 1.5D 以上不破断情况下，直管部分进行纵弯。D 为管径。

(9) 用途

Cr11Ti 钢在不锈钢中耐蚀性和抗氧化性属于较低水平，但是与软钢比较，它具有优异的耐蚀性、抗氧化性，成形性，良好焊接性，而且价格低廉，因此被广泛应用于汽车排气系统中，例如消音器、尾气管、触煤转换器的壳等。最近为提高排气净化效率和轻量化，原来使用铸铁制造的排气管也使用 00Cr11Ti 钢。另外，贮藏器和冷水罐等焊接构件和器物，还有煤气燃烧喷嘴等需深拉伸成形部件也大量采用 00Cr11Ti 钢。

2.2.2 0Cr13Al（AISI405）

0Cr13Al 是低铬铁素体不锈钢中的一种，它有着与马氏体钢一样的铬质量分数（约 11%～14%）。但由于 0Cr13Al 钢低碳且加铝，从而抑制了高温时 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 的转变，所以此钢为铁素体钢。0Cr13Al 钢具有相当于低铬钢的不锈性和抗氧化性。耐锈性优于含碳高的 1Cr13、2Cr13、3Cr13、4Cr13 马氏体不锈钢。抗氧化使用温度，断续加热为≤760℃，连续加热为≤677℃。0Cr13Al 钢具有良好的塑性、韧性和冷成形性，优于铬含量更高的其他铁素体不锈钢。0Cr13Al 钢主要用于石油精炼塔槽衬里和各种部件，蒸汽透平叶片等。

(1) 化学成分

0Cr13Al（AISI405）钢的化学成分见表 13.7-344。

表 13.7-344 0Cr13Al 钢的化学成分（质量分数）

%

钢种		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
0Cr13Al	规格	≤ 0.08	≤ 1.00	≤ 1.00	≤ 0.040	≤ 0.030	11.50～14.50	0.01～0.30
	典型	0.06	0.60	0.30	0.025	0.005	13.5	0.20

(2) 物理性能

密度 ρ：8.027 g/cm^3；

热导率 λ：100℃时为 27 W/m·K；

线胀系数 α_l：0～100℃时为 10.8×10^{-6}/K，0～316℃时为 11.52×10^{-6}/K，0～538℃时为 12.06×10^{-6}/K，0～649℃时为 12.96×10^{-6}/K；

比热容 c：502 J/kg·K；

熔点：1 482～1 532℃；

电阻率：600 nΩ·m。

(3) 力学性能

0Cr13Al 钢室温典型的力学性能见表 13.7-345。高温强度见表 13.7-346。

表 13.7-345 0Cr13Al 钢典型力学性能

状 态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	硬度 HRB
2D 退火	448	262	31	69
2B，表皮光轧机冷轧	469	310	28	75

表 13.7-346 0Cr13Al 钢高温蠕变强度（10 000 h）

温度/℃	延伸 1%需要的载荷/MPa
538	55.5
593	57.6
649	12.4
704	6.8

0Cr13Al 钢在 475℃长时间加热，钢的硬度没有变化（见图 13.7-567），没呈现出高铬钢的 475℃脆性，这就是 0Cr13Al 钢大量用于石油塔槽类的原因。

(4) 耐蚀性

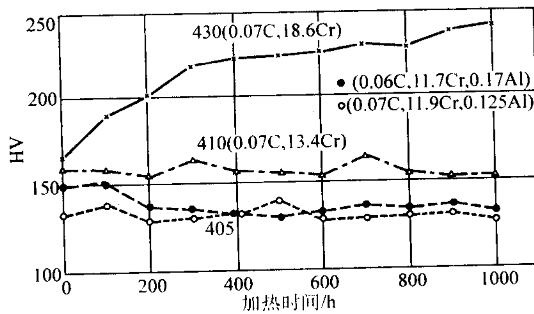


图 13.7-567 0Cr13Al（405），0Cr13（410）和 0Cr17（430）钢在 470℃长时间加热时硬度的变化

0Cr13Al（AISI405）钢的耐蚀性基本上与 0Cr13（AISI410）钢相同，但是对热影响的敏感性，由于组织变化少，比 0Cr13 钢小。0Cr13Al 钢在石油蒸馏装置中耐蚀性表现出与质量分数为 18% Cr 和 0Cr18Ni9 钢同样的水平（见图 13.7-568）。在 0Cr18Ni9 钢引起应力腐蚀破裂的环境中，0Cr13Al 钢不产生应力腐蚀破裂。

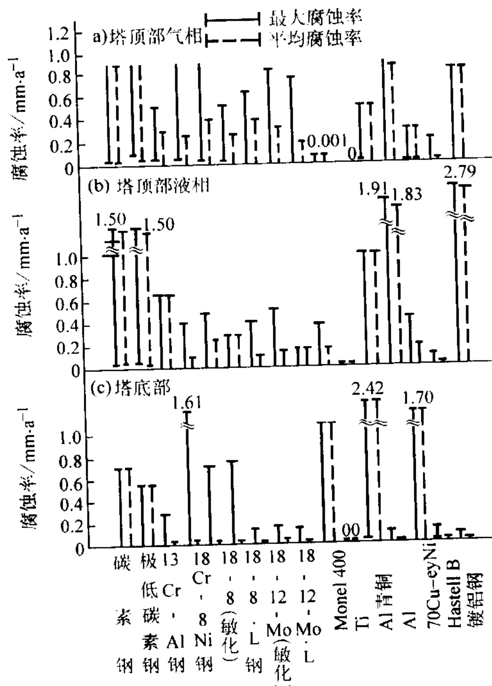


图 13.7-568 常压蒸馏装置主精馏塔内各种金属的腐蚀率比较

（5）抗氧化性

0Cr13Al 钢高温抗氧化性随着实际出现的气氛和所包括的化学原料而变化。0Cr13Al 钢高温断续的使用温度为≤760℃，连续使用温度为≤677℃。

（6）冷热加工性，热处理

1）热加工 0Cr13Al 钢开始锻压温度为 1 038～1 149℃，终加工温度≥760℃，应当控制为比较细的晶粒组织，以便随后处理获得希望的塑性和韧性。

2）成形 0Cr13Al 钢具有良好的塑性并适合于拉伸、轧制成形和冲压（类似中碳钢，高强度低合金钢）。

3）热处理 退火温度 780～830℃，空冷或缓冷。

（7）焊接性

0Cr13Al 钢可以采用一般不锈钢所采用的方法进行熔焊，包括 TiG 焊和电阻点焊，焊接输入热量应该尽量小，避免晶粒过分长大，以免过分降低焊缝金属和热影响区的塑性，如果要求充填金属可以采用 0Cr13Nb 或 0Cr13 丝。如果不要求充填金属的匹配成分，可以使用 0Cr23Ni13 和 2Cr25Ni20 焊丝。

0Cr13Al 钢从高温进行空冷，淬硬性小（见图 13.7-569），因此，焊接部分具有优异的韧性。0Cr13Al 钢衬在锅炉钢板表面（见图 13.7-570）作为复合板使用于炼油装置。

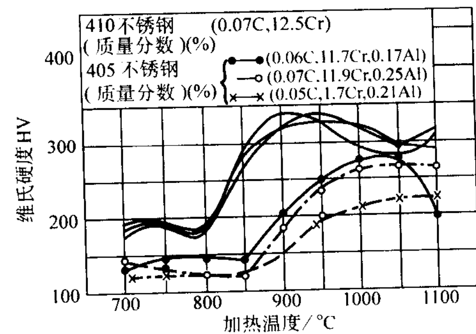


图 13.7-569 0Cr13Al（405）和 0Cr13 钢从高温空冷硬度的变化

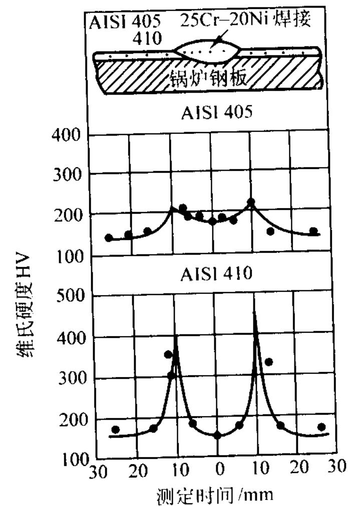


图 13.7-570 0Cr13Al（405）和 0Cr13 钢板焊接炉衬的热影响区硬度分布

（8）应用

0Cr13Al 钢主要用于石油精制装置，压力容器衬里，复合钢板，蒸汽透平叶片等。

2.2.3 1Cr17（AISI430）、1Cr17Ti

这是两种中等铬含量的铁素体不锈钢。当 1Cr17 钢中碳含量较高而铬含量较低时，此钢的组织结构除铁素体外还含有一定量的珠光体或铁素体 + 碳化物。1Cr17Ti 钢由于低碳并加钛稳定化元素，其组织结构为纯铁素体。它的耐晶间腐蚀性，成形性和焊接性均优于 1Cr17 钢。这两种铁素体不锈钢脆性转变温度均在室温以上，而且都对缺口敏感，所以不适于制作在室温以下承受载荷的设备和部件，通常使用的钢材截面尺寸一般不允许超过 4 mm。1Cr17 钢，1Cr17Ti 钢在大气、水蒸气等介质中具有不锈性，但当介质中含有较高的 Cl^- 时，不锈性则嫌不足。这两种钢在氧化性酸溶液中均有接近 0Cr18Ni9（Ti）钢的耐蚀性。由于这两种钢具有耐蚀性、力学性能以及热导率高的特点，它们主要用于生产硝酸、硝铵的化工设备，例如吸收塔、热交换器、酸槽输送管道、储槽等，薄板广泛用于建筑内装修、日用办公设备、厨房器具、汽车装饰、气体燃烧器等。

（1）化学成分

1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢的化学成分见表 13.7-347。

表 13.7-347　1Cr17,1Cr17Ti 钢的化学成分(质量分数)%

钢种	C	Si	Mn	Cr	S	P	Ti
1Cr17	≤ 0.12	≤ 0.80	≤ 0.80	16 - 18	≤ 0.030	≤ 0.035	—
1Cr17Ti	≤ 0.10	≤ 0.80	≤ 0.80	16 - 18	≤ 0.030	≤ 0.035	5×C% ~0.80

(2) 物理性能　　1Cr17　　　　　　1Cr17Ti

密度 ρ：7.72 g/cm³，　　　　7.7 g/cm³；

比热容 c：460 J/(kg·K)，　　　　460 J/kg·K；

线胀系数 α_l：20 ~ 100℃ 10×10^{-6}/K，10.0×10^{-6}/K，

20 ~ 200℃ 10.0×10^{-6}/K，10.0×10^{-6}/K，

20 ~ 400℃ 10.5×10^{-6}/K，10.5×10^{-6}/K，

20 ~ 500℃ 11.0×10^{-6}/K，11.0×10^{-6}/K；

热导率 λ：25 W/m·K，　　　　25 W/m·K；

电阻率：600 nΩ·m，　　　　600 nΩ·m。

(3) 力学性能

1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢的力学性能见表 13.7-348。

表 13.7-348　1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢的室温力学性能

钢　号	热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	$\overline{\gamma}$ 值	n 值
1Cr17 (430)	780 ~ 800℃空冷①	≥450	≥205	≥22	≥50			
	750 ~ 800℃空冷	412 ~ 632	245 ~ 485	20 ~ 57	50 ~ 80.5	140 ~ 170	1.2	0.22
1Cr17Ti	700 ~ 800℃空冷②	≥441	≥294	≥20				
	750 ~ 800℃空冷	444 ~ 490	294 ~ 341	25 ~ 30			1.25	0.23

① GB/T 1220—1992。

② GB/T 1220—1975。

1Cr17 (430) 钢高温拉伸性能如图 13.7-571 所示。

1Cr17 (430) 钢蠕变破断强度如图 13.7-572 所示。

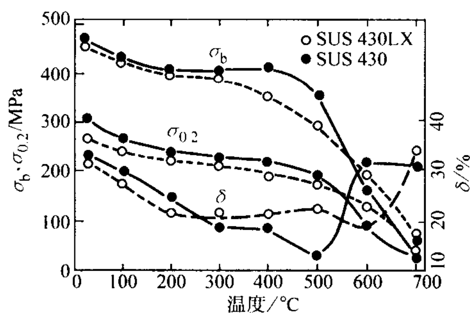


图 13.7-571　1Cr17 钢和 00Cr17Ti 钢高温拉伸性能（厚 1.5 mm）

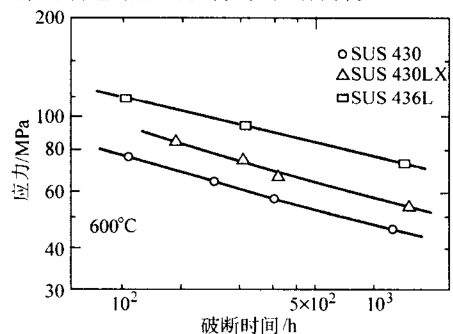


图 13.7-572　中铬铁素体不锈钢的蠕变破断强度

(4) 耐蚀性

1) 耐均匀腐蚀性　1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢在氧化性环境中耐蚀性强。然而在非氧化酸及活化作用的溶液中耐蚀性弱，只能作为制造醋酸用设备的耐蚀材料。

1Cr17、1Cr17Ti 钢耐均匀腐蚀性能示于表 13.7-349 和图 13.7-573，图 13.7-574。

表 13.7-349　1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢的耐腐蚀性能

钢　号	介　质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a⁻¹
1Cr17	硝酸	5	20	<0.1
		5	沸	<0.1
		20	20	<0.1
		20	沸	<0.1
		30	80	0.03
		50	80	0.02
		65	85	<0.1
		65	沸	2.20
		90	70	1.0 ~ 3.0
		90	沸	1.0 ~ 3.0
1Cr17	硝醋中和器挂片，6 920 h			0.367
	硝铵一段后储槽挂片，2 448 h			<0.1
1Cr17	磷酸	10	20	<0.1
		10	沸	<0.1
		45	20 ~ 沸	<0.1 ~ 3.0
		80	20	<0.1
		80	110 ~ 120	>10.0
1Cr17	醋酸	10	20	<0.1
		10	100	1.0 ~ 3.0

续表 13.7-349

钢　　号	介　　质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}
1Cr17	硫酸	5	20	>10.0
		50	20	>10.0
		80	20	1.0~3.0
1Cr17Ti	硝酸	5	沸腾	0.010
		25	……	0.072
		30	40	0.007
		30	80	0.024
		45	沸腾	0.179
		50	40	0.018
		50	80	0.045
		65	沸腾	0.414
0Cr17Ti	醋酸	99	40~50	0.002 3
0Cr17Ti	聚醋酸乙烯槽挂片，45℃ 维尼纶厂醋酸蒸发器挂片，75℃			<0.01 <0.01

钢　　号	介质条件			试验时间 /h	腐蚀速度 /mm·a^{-1}	备　　注
	介质	浓度/%	温度/℃			
1Cr17Ti	HAC+ 醋酸乙烯	55 50	120	2 015	0.093	
	硝酸	47~49	40	1 944	0.008 5	在硝酸 吸收塔 挂片
		45~46	36~40	6 920	0.008 4	
		≤26	28~30	6 920	0.000 9	
		≤18	≤28	6 920	0.000 8	
1Cr17Ti	NH_3，NO NO_2，空气		750~850	744	0.030 4	硝酸接 触器挂片
	NH_4NO_3	82	室温	2 448	0.002	硝铵一段 储槽挂片
	NH_4NO_3	65	90	6 920	0.000 9	硝铵洗涤式 中和器挂片
	醋酸+ 醋酸乙烯	91~97 2~8	124~144		0.87	
	磷酸	85	90	100	0.015 8	
	丙烯腈 乙腈 氢氰酸	76.5 8.79 6.98	95~100	240	0.000 3	
	总醛 巴豆醛 乙醛 HAC	1.7 90 0.5~1.0 0.5~1.0	90~100	950	0.001 1	
	巴豆醛 丁醛 丁醇 余为水，H_2	34.5 29.1 18.4	110~136	1 608	0.083 9	
	丁醛 巴豆醛 丁醇 余为水，H_2	75 13 1	70	1 608	0.000 9	
	辛烯醛 余为水，H_2	28.7	78	1 608	0.001 4	

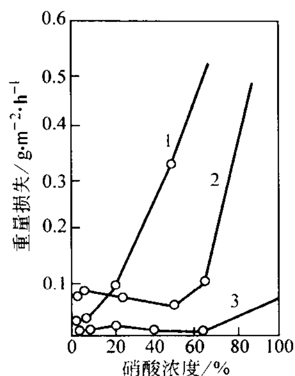


图 13.7-573　1Cr17 钢在不同浓度 HNO_3 中的腐蚀率

1—沸腾；2—60℃；3—20℃

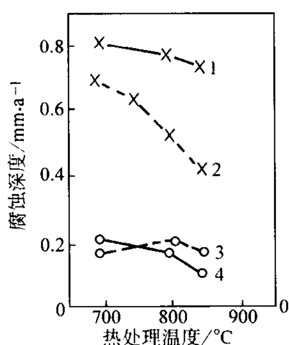


图 13.7-574　不同热处理温度对 1Cr17Ti 钢在 HNO_3 中的耐蚀性

1—25%HNO_3；2—65%HNO_3；3—45%HNO_3；4—5%HNO_3

1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢，在硫酸溶液中使用，室温时允许使用浓度在 0.5%以下 90%以上，66℃以下允许使用的浓度在 0.1%以下 95%以上。在硝酸溶液中使用，HNO_3 浓度 < 20%时可用至沸腾温度，HNO_3 浓度为 20% ~ 40%时使用温度 < 70℃，HNO_3 浓度为 40% ~ 70%时使用温度 < 60℃。

2）耐晶间腐蚀性　在铁素体不锈钢中碳、氮溶解度比在奥氏体不锈钢中要小，而由于铬、碳等在铁素体中扩散速度快，容易生成碳化物和氮化物，因此表现出晶间腐蚀特性与奥氏体不锈钢不同。图 13.7-575 指出，1Cr17 钢敏化温度范围在 400 ~ 600℃附近，在 1 100℃以上高温区暴露也产生敏化，此敏化的高温区，是冷却途中通过 400 ~ 600℃时生成碳化物的结果，此碳化物生成极快。在 700 ~ 850℃温度区进

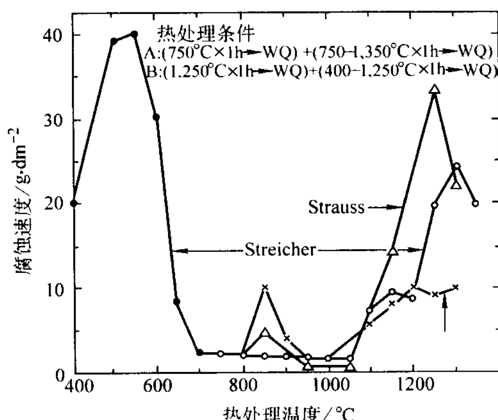


图 13.7-575　热处理温度对 Cr17（430）钢晶间腐蚀的影响

行稳定化处理，碳化物生成时产生的铬贫化，由于铬的再扩散得以补充，敏化消失。1Cr17Ti 钢，由于低碳并加钛稳定化处理，可抑制钢的敏感性。

1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢在 760 ~ 816℃进行退火处理，采用硫酸 + 硫酸铜 + 铜屑法和 65% HNO_3 法进行检验，均无晶间腐蚀（见表 13.7-350）。

表 13.7-350　1Cr17Ti 钢的晶间腐蚀性能

钢板状态（4 mm 厚）	T 法试验		X 法试验 腐蚀速度/mm·a⁻¹		
	冷弯 90°	有无晶间腐蚀	第一周期	第二周期	第三周期
760℃ 30 min，水冷	无裂纹	无	0.535	0.505	0.555
950℃ 120 min 敏化处理	无裂纹	无	0.645	1.09	1.705

（5）抗氧化性

1Cr17 钢（430）的抗氧化性见图 13.7-576。

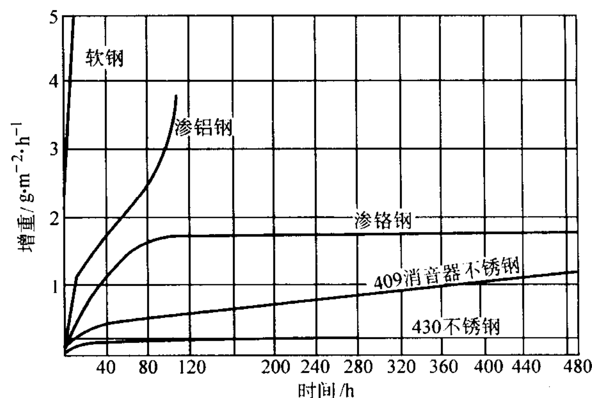


图 13.7-576　816℃加热后增重的比较

（6）冷热加工性

1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢开始热加工温度为 1 050 ~ 1 150℃，为了获得微细晶粒和较好的塑性，热加工终止温度应 < 850℃，并保证足够的变形量。

退火：热轧带在罩式炉退火，退火温度为 825 ~ 875℃，多于 8 h。

冷轧带在连续退火酸洗炉的冷线或混线上进行处理，处理温度控制在 850 ~ 860℃。

（7）成形性

1Cr17 钢和 0Cr17Ti 钢与软钢比较，屈服强度和抗拉强度高，伸长率小，其塑性基本与软钢相似。评价 1Cr17 钢和 0Cr17Ti 钢薄板冷成形性指标，采用塑性应变比（γ 值）及加工硬化指数（n 值）。这些指标可用来描述材料的深拉伸性、胀形性及扩孔性。伴随着成形还出现皱折（ridging）和纵裂（二次加工性）问题。

1）胀形性　1Cr17 钢的 n 值为 0.21 ~ 0.22，1Cr17Ti 钢的 n 值为 0.22 ~ 0.23，后者稍大些。n 值和 E_r 值之间关系如图 13.7-577 所示，板厚 0.6 ~ 1.0 mm，E_r 值随 n 值而变化（在 9.0 ~ 12）。显然，1Cr17 钢板具有中等的胀形性。

使用阴模直径与冲头直径几乎相同的球底冲头，如果选用有效润滑油，1Cr17 钢板可以得到与 0Cr18Ni9 钢板相同的 E_r 值。日本不锈钢公司记载了 E_r 值的资料（见表 13.7-351）。

2）深拉伸性　深拉伸性（CCV 值）与塑性应变比（$\overline{\gamma}$ 值）有密切的关系（见图 13.7-578），$\overline{\gamma}$ 值愈大，深拉伸愈好

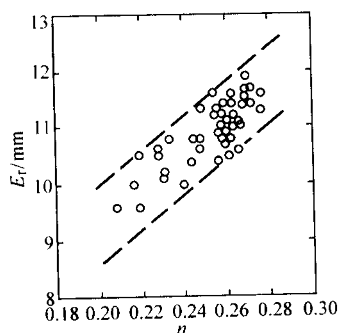


图 13.7-577 E_r 值与硬化指数 n 值的关系

表 13.7-351 中铬铁素体不锈钢的成形试验

钢号板厚/mm	E_r 值/mm	CCV 值/mm	扩孔率/%
1Cr17 (430) 0.7	9.0~10.3	28.0~28.5	96~99
0.8	8.4~10.2	39.5~40.4	35~40.96
1.0	9.3, 9.4	48.5	79
1Cr17Mo1 (434) 0.8	8.8	39.2	35~40
00Cr17Ti (430LX) 0.6	10.2, 11.0	27.1, 26.6	108
0.7	10.0, 11.0	23.0~27.4	129
0.8	9.7	—	—
1.4	11.6	59.6	—
1.6	12.0	60.7	—
00Cr18Mo2Ti (444) 0.8	10.0	39.0	45~50
1.0	8.8, 10.2	46.6	—
0Cr18Ni9 (304) 0.7	12.0, 13.0	27.5, 27.5	50
0.8	13.0	38.2	50~55
1.0	13.5, 13.0	38.4, 38.2	92

(CCV 值愈小)。1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢的 $\overline{\gamma}$ 值和 n 值见表 13.7-348。为获得较大的 $\overline{\gamma}$ 值，应采用合理的冶金工艺，以保证冷轧薄板有较大的织构系数 {111} / {110} 比，就能得到较大的 $\overline{\gamma}$ 值和较小的各向异性。

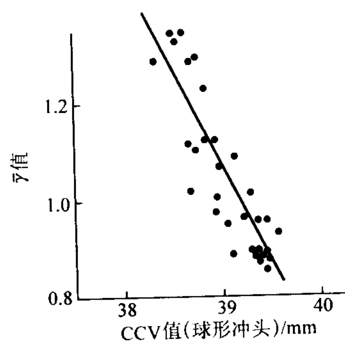


图 13.7-578 1Cr17 钢板 (0.8 mm) $\overline{\gamma}$ 值与 CCV 值的关系

3) 皱折 1Cr17 和 1Cr17Ti 铁素体不锈钢薄板，在进行拉伸加工和深拉伸加工时容易引起皱折 (ridging)，这种波纹状起伏沿着延伸方向平行排列。皱折程度与钢的成分，钢的铸造组织，热轧、退火工艺以及冷轧工艺有关，受冷轧薄板的织构系数 {111} / {110} 比所制约。皱折不仅损坏制品外观，而且在皱折显著的地方容易引起破损。因此，对冷成形器件，特别是深拉伸制品用的 Cr17 钢板，应保证材料有较高的 $\overline{\gamma}$ 值，较低的 $\Delta\overline{\gamma}$ 值和皱折值。

(8) 焊接性

1Cr17 钢焊接时，焊接热影响区 (HAZ) 组织发生变化，即 875℃以上，一部分组织转变成 γ 相，在随后的冷却过程中，这部分 γ 相转变形成板条状马氏体，在晶界上多呈不连续状。马氏体相的硬度随碳含量的增加而提高，维氏硬度通常达到 250~300，同时由于高温热循环致使晶粒粗大化，成为 HAZ 的脆化、韧性降低的原因，因此焊后应在 750~850℃进行退火处理，使板条状马氏体组织转变成铁素体+碳化物，以改善 HAZ 的脆性。1Cr17 钢是可以焊接的，但通常采用小电流、高焊速并使用焊接层次尽量少的焊接工艺。截面尺寸大于 6 mm 的板、管材不宜用作焊接结构件。1Cr17 钢焊后不适于在导致其晶间腐蚀的氧化性酸中使用。1Cr17Ti 钢由于加入了稳定化元素钛，钢的组织成为单一铁素体，HAZ 的延性和韧性可以得到相当程度的改善。1Cr17Ti 钢的可焊性较 1Cr17 钢好，但焊接时高温热循环使结晶晶粒粗大化问题仍然存在，因此，与 1Cr17 钢一样，焊接时要限制板厚及焊接热量的输入。

(9) 用途

1Cr17 钢和 1Cr17Ti 钢主要用于生产硝酸、硝铵的化工设备，如吸收塔，热交换器，酸槽，输送管道，储槽等。薄板广泛用于建筑内装修，日用办公设备，厨房设备、器具，电气制品，食品陈列装备，餐饮产业的冷冻冷藏车，器具，汽车装饰，气体燃烧器等。

2.2.4 00Cr17Ti (430LX)

00Cr17Ti 钢是一种低碳、低氮含量又加入钛等稳定化元素的铁素体不锈钢，与前面叙述的 1Cr17 钢，1Cr17Ti 钢相比较，由于降低了间隙元素碳、氮，同时加钛，因此其塑性、韧性、成形性、焊接性能均有所改善。此钢的用途基本上与 1Cr17Ti 钢相同。但是，当耐蚀性，深冲性能，焊接性要求更高时可以选用此牌号。

(1) 化学成分

00Cr17Ti 钢的化学成分见表 13.7-352。

表 13.7-352 00Cr17Ti 钢的化学成分 (质量分数) %

C	Si	Mn	P	S	Cr	N	C+N	Ti
≤ 0.030	≤ 0.80	≤ 0.80	≤ 0.035	≤ 0.030	16.00 ~ 18.00	≤ 0.03	≤ 0.045	10×(C+N) ≤0.5

(2) 物理性能

密度 ρ: 7.70 g/cm^3;

比热容 c: 460 J/kg·K;

线胀系数 α_l: 0~100℃ 10.4×10^{-6}/K;

热导率 λ: 20℃ 24.2 W/m·K;

电阻率: 600 nΩ·m;

纵弹性模量: GPa。

(3) 力学性能

00Cr17Ti 钢退火状态下的室温力学性能见表 13.7-353。

表 13.7-353 00Cr17Ti 钢的室温力学性能

钢号	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	A/%	$\overline{\gamma}$ 值	n 值	引用资料板厚/mm①
00Cr17Ti	490	274	33	1.5	0.26	0.7

① 门智，山崎桓友等．制铁研究，第 292 号 (1977) p55。

00Cr17Ti 钢板高温瞬时拉伸性能如图 13.7-571 所示。00Cr17Ti 钢，在 400~500℃时的强度比 1Cr17 钢低，而在 500~600℃时比 1Cr17 高。

00Cr17Ti 钢的蠕变破断强度见图 13.7-572。

00Cr17Ti 钢在 350~550℃，长时间加热硬度的变化如图 13.7-579 所示。00Cr17Ti 钢，在 400~500℃，加热与 1Cr17 钢一样，随加热时间延长，硬度不断上升，而在 350℃和

550℃，加热1 000 h后才略有上升，因此00Cr17Ti钢同样存在475℃脆性问题，所以此钢使用温度应低于300℃。

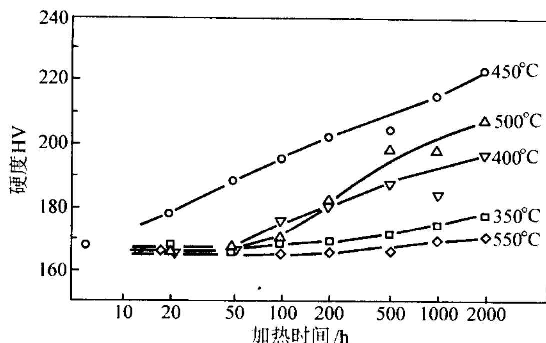


图13.7-579 00Cr17Ti钢在350～550℃加热时硬度的变化

(4) 耐蚀性

00Cr17Ti钢在饮用水和中等氧化性腐蚀介质中有极好的耐蚀性（见表13.7-354）。在各种氯化物溶液中，00Cr17Ti钢耐点蚀性优于0Cr18Ni9钢。此外，00Cr17Ti钢在奥氏体不锈钢产生应力腐蚀的介质（例如热水交换器）中不产生应力腐蚀。00Cr17Ti钢有较好耐晶间腐蚀性能（见表13.7-355）。

表13.7-354 00Cr17Ti，00Cr11Ti，0Cr18Ni9钢的一般腐蚀性能

沸腾溶液	0Cr11Ti	00Cr17Ti	0Cr18Ni9
	腐蚀速度/mm·a⁻¹		
20% HAC	3.08	0.09	0.003
65% HNO_3	8.35	0.61	0.22
20% H_3PO_4	0.52	0.006	0.006
10%硫酸氢钠	62.7	0.003	1.53
10%氨基磺酸	82.7	0.025	4.0
10%草酸	46.0	55.0	1.22

表13.7-355 铁素体不锈钢晶间腐蚀结果

方 法	1Cr17	00Cr17Ti
A763，草酸浸蚀，实验操作W	沟状破坏	阶梯组织通过
A763，$Cu/CuSO_4$/16% H_2SO_4	24 h	24 h
实验操作Z	破裂	没裂开，通过

(5) 抗氧化性

00Cr17Ti钢为很多汽车排气系统部件提供非常好的抗氧化性。因为氧化速度受使用条件（例如气氛，热循环和结构设计）的极大影响，因此实验室试验结果仅能作为制定使用温度的参考（见图13.7-580，表13.7-356）。

(6) 冷热加工性，热处理

00Cr17Ti钢开始热加工温度为1 050～1 150℃，终加工温度应≤850℃并保证有足够的变形量。

热轧带在罩式炉内进行退火，退火温度为825～875℃，时间≥8 h。

冷轧带在连续退火酸洗炉中进行退火，退火温度控制在850～860℃。

(7) 成形性

00Cr17Ti钢冷成形性略优于1Cr17钢和1Cr17Ti钢，它的屈服强度，抗拉强度较1Cr17钢和1Cr17Ti钢稍低，伸长率稍高些，塑性稍优于1Cr17钢和1Cr17Ti钢。

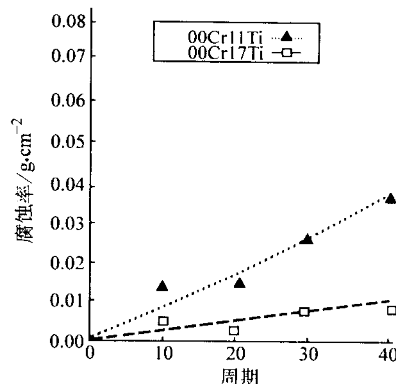


图13.7-580 循环排气系统冷凝液腐蚀

表13.7-356 循环氧化腐蚀试验结果

钢 号	典型成分(质量分数)/%			100试验周期后重量变化/%
	Cr	Mo	Ni	
00Cr11Ti	11	—	—	-57.4
00Cr17Ti	18	—	—	-28.9
00Cr8Mo2Ti	18	2	—	+8.1
0Cr18Ni9	18	—	8	-47.5
00Cr22Ni62Mo9	21	9	62	+0.1

1) 胀形性 00Cr17Ti钢的加工硬化指数 n 值较1Cr17钢和1Cr17Ti钢高。00Cr17Ti钢的 n 值为0.26，1Cr17钢为0.22，1Cr17Ti钢为0.23。板厚0.6～1.0 mm的00Cr17Ti钢，标示胀形性的 E_r 值较1Cr17钢高出0.5～1.0（图13.7-577）。00Cr17Ti钢，1Cr17钢，00Cr18Mo2Ti钢的 E_r 值见表13.7-351。显然，00Cr17Ti钢的胀形性较1Cr17钢和1Cr17Ti钢好。

2) 深拉伸性 00Cr17Ti钢选择最适宜的Ti/（C＋N）比，连铸采用电磁搅拌，最适宜的热轧温度和热处理条件，最适宜的冷轧压下量等，可获得最好的深拉伸性，板厚为0.6～0.8 mm时，$\bar{\gamma}$ 值可达到1.5～1.7。

3) 皱折 在00Cr17Ti钢冶金生产工艺中，采用低温铸造，电磁搅拌，使凝固组织微细化并阻止柱状晶的发展；采用低温热轧，促进退火时的完全再结晶，使织构组织均一化，可减轻皱折。00Cr17Ti钢的皱折倾向较1Cr17钢小。

(8) 焊接性

00Cr17Ti钢由于低碳、氮又添加钛，从而抑制高温 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的转变，致使焊接部分不生成马氏体，防止了焊接部分耐蚀性恶化、晶间腐蚀和应力腐蚀破裂。00Cr17Ti钢3 mm板材采用与母材同成分的焊丝和18-8奥氏体不锈钢焊丝进行钨极氩弧焊，结果表明，焊缝弯曲180°均无裂纹；杯突试验当深度达10 mm后才会出现裂纹；焊缝冲击值，采用与母材同成分焊丝焊接时仅 5×10^5 J/m²，而用18-8奥氏体钢焊丝时，则可达 10×10^5 J/m² 以上，此时焊缝呈 $\alpha+\gamma$ 双相结构。只要00Cr17Ti钢中含有足够的钛，焊后不会有晶间腐蚀倾向，同时，焊后也不会在盐雾试验中出现锈蚀。对于难以进行焊后热处理的，又用于弱腐蚀环境的焊接结构件，例如弱酸罐、给水设备、给排水管等多采用此钢种。

(9) 典型用途

00Cr17Ti钢用于生产硝酸，硝铵的化工设备，例如吸收塔、热交换器、酸槽、输送管道、储槽等。薄板广泛用于建筑内装修，日用办公设备，厨房设备、器具，电气制品，食品陈列装备，餐饮产业的冷冻冷藏车，器具，汽车、自行车部件，煤气器具等，还用于给水设备、给排水管等。

2.2.5 00Cr18Mo2Ti和高纯 Cr18Mo2Ti

00Cr18Mo2Ti 和高纯 Cr18Mo2Ti 是极低碳、氮的纯铁素体不锈钢，此钢有较好的耐应力腐蚀破裂性能，还有着类似于AISI316（0Cr18Ni12Mo2）钢的耐蚀性，有着较高的屈服强度、良好的焊接性能和良好的成形性能。

（1）化学成分

00Cr18Mo2Ti 和高纯 Cr18Mo2Ti 钢的化学成分见表 13.7-357。

表 13.7-357 00Cr18Mo2Ti 和高纯 Cr18Mo2Ti 的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	N	C + N	Cr	Mo	Ni
00Cr18Mo2Ti	≤0.02	≤0.02	≤0.035	18～19	1.5～2.5	≤0.40
高纯 Cr18Mo2Ti	≤0.010	≤0.010	≤0.015	18～19	1.5～2.5	≤0.40

钢 号	Cu	Ti	S	P
00Cr18Mo2Ti	≤0.20	≥10×(C+N)%≤0.40	≤0.020	≤0.030
高纯 Cr18Mo2Ti	≤0.20	≥10×(C+N)%≤0.25	≤0.020	≤0.030

（2）物理性能

密度 ρ：7.7 g/cm^3；

比热容 c：20℃ 460 J/kg·K，

100℃ 500 J/kg·K，

200℃ 540 J/kg·K，

400℃ 580 J/kg·K，

线胀系数 α_l：0～100℃ 9.72×10^{-6}/K，

0～316℃ 10.62×10^{-6}/K，

0～536℃ 11.34×10^{-6}/K，

0～649℃ 11.52×10^{-6}/K；

热导率 λ：100℃ 27 W/m·K；

电阻率：20℃ 600 nΩ·m，

100℃ 700 nΩ·m，

200℃ 800 nΩ·m，

400℃ 950 nΩ·m。

（3）力学性能

00Cr18Mo2Ti 钢的力学性能见表 13.7-358。热处理工艺对高纯 Cr18Mo2Ti 钢室温力学性能的影响如图 13.7-581 所示。从图可看出，高纯 Cr18Mo2Ti 钢的塑性、韧性均较好。图13.7-582 示出不同碳、氮、钛含量的 Cr18Mo2Ti 钢的脆变转变温度。研究表明，就≤4 mm 薄板而言，若控制适当，高纯 Cr18Mo2 钢的脆性转变温度一般在 -20～-60℃范围内波动。

表 13.7-358 00Cr18MoTi 钢的室温力学性能

钢 号	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度 HV	$\bar{\gamma}$ 值	$\bar{n}$	引用资料①（板厚/mm）
00Cr18Mo2Ti	500	333	31	175	1.08	0.21	1.0 mm

① 饭泉省三，金刺久义，小日一 . 日新制钢技报，No.39（1978）p129。

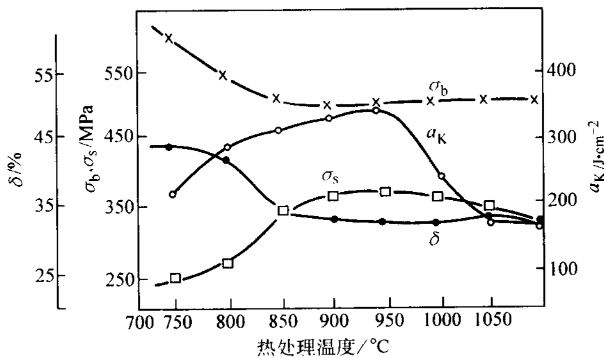


图 13.7-581 热处理温度对高纯 Cr18Mo2 钢力学性能的影响

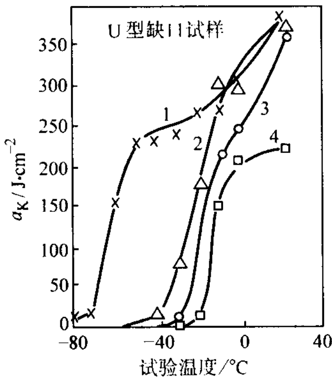


图 13.7-582 不同碳、氮、钛量的 Cr18Mo2 钢的脆性转变温度

	C	N	Ti
1	0.002 0	0.006	0.02
2	0.003 8	0.011	0.03
3	0.004 6	0.005	0.178
4	0.005	0.009	0.173

（4）耐蚀性

00Cr18Mo2Ti 钢在中等苛刻介质中有极好的耐蚀性，特别在很多热的有机酸（如醋酸、乳酸、草酸）中，呈现出优异的耐蚀性。这两种钢的耐应力腐蚀破裂是最优异的，00Cr18Mo2 钢在高浓度氯化物介质中优于普通的铁素体钢和 0Cr18Ni9，0Cr18Ni12Mo2 奥氏体不锈钢。铌和钛稳定化的Cr18Mo2 钢提供了良好的耐孔蚀和耐缝隙腐蚀性。

1）耐均匀腐蚀性　图 13.7-583 为高纯 Cr18Mo2 钢在几种介质中的耐蚀性，除了在 HNO_3 和沸腾 NaOH 溶液中，高纯 Cr18Mo2 的耐蚀性低于 1Cr18Ni9 钢外，在所试验的介质中均相当或优于 1Cr18Ni9 钢。

2）耐点蚀性　在 3% NaCl 和 3% $FeCl_3$，$6H_2O$ 溶液中进行点蚀试验，00Cr18Mo2Ti 钢和高纯 Cr18Mo2 钢的耐点蚀性较 00Cr18Ni10 钢和 1Cr18Ni9Ti 钢好，与 Cr18Ni12Mo2 钢相当（见图 13.7-584）。

3）耐应力腐蚀破裂性　00Cr18Mo2Ti 钢和高纯 Cr18Mo2Ti 钢，$w_{Ni}+w_{Cu}\leq0.5$ 时，一般不产生氯化物的应力腐蚀破裂（表 13.7-359 和图 13.7-585）。但需要指出，00Cr18Mo2 钢和高纯 Cr18Mo2 钢中过高的镍、铜和过高的碳、氮含量，遭受敏化处理（例如焊接）、不适当的冷加工以及过高的载荷（或残余应力等）均可导致其应力腐蚀的出现。

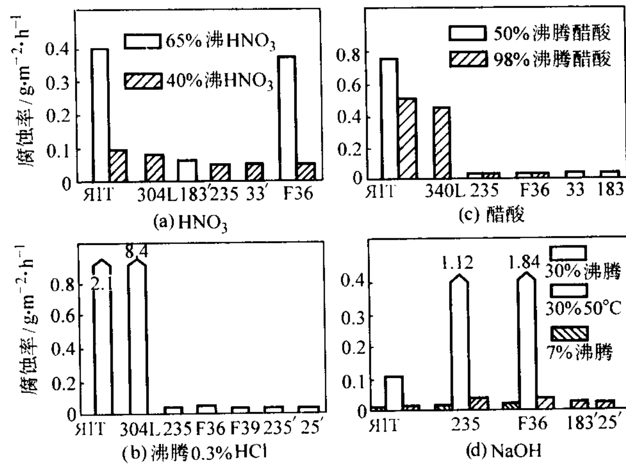


图 13.7-583　高纯 Cr18Mo2 钢的耐蚀性

ЯlT 1Cr18Ni9Ti　304L 00Cr18Ni10

183 采用 00Cr18Ni14Mo2 焊丝焊接样

33′ 采用钨极氩弧焊焊接样

235，F36，F39 均为高纯 Cr18Mo2

25′，235′ 钨极氩弧焊试样

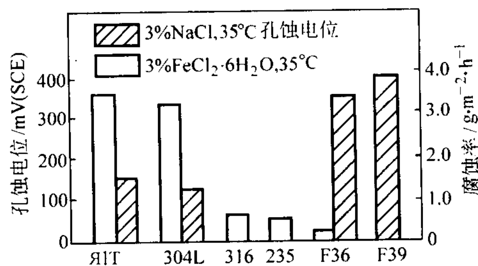


图 13.7-584　高纯 Cr18Mo2 钢的耐点蚀性

表 13.7-359　退火态 Cr18Mo2 钢的耐应力腐蚀性能

钢　号	沸 35% $MgCl_2$，恒应力下		沸 42% $MgCl_2$，155℃	含 $200\times10^{-6}Cl^-$，$0.3\sim6\times10^{-6}$ [O]350℃水
	400 MPa	300 MPa		恒变形 U 形样
Cr16Mo2	6 000 h，↑①	3 000 h，↑	500 h，↑	1 250 h，↑
Cr18Ni8	127 h，scc②	41 h，scc	10 h，scc	25 h，scc
Cr17Ni13Mo2	80 h，scc	43 h，scc	10 h，scc	120 h，scc

①　↑为未断裂。

②　scc 为应力腐蚀破裂。

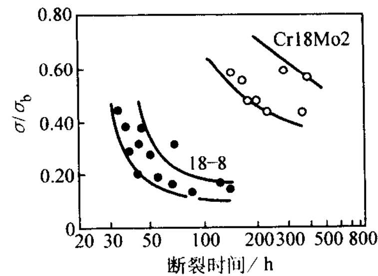


图 13.7-585　高纯 Cr18Mo2 钢耐应力腐蚀性能与 0Cr18Ni9 钢的比较

（液滴蒸发法，0.1%NaCl，80～300℃，σ/σ_b＝外加载荷/钢的断裂极限）

4）耐晶间腐蚀　铁素体不锈钢的晶间腐蚀敏感性较高。因此，当 00Cr18Mo2 钢和高纯 Cr18Mo2 钢中（C＋N）质量分数≥100×10^{-6}时，为了防止晶间腐蚀也必须加入稳定的元素钛和（或）铌。

（C＋N）质量分数＜0.017%时，（Nb＋Ti）质量分数≥16（C＋N）质量分数

（C＋N）质量分数＞0.017%时，（Nb＋Ti）质量分数≥8（C＋N）质量分数

图 13.7-586 示出此试验结果。

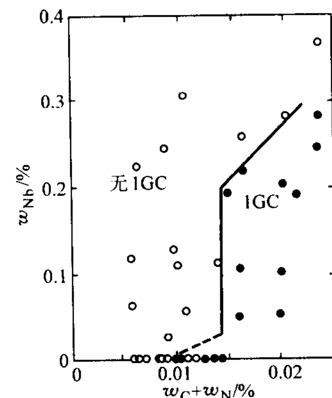


图 13.7-586　碳、氮和铌对于 Cr18Mo2 钢晶间腐蚀的影响

（1 200℃加热冷却）

（5）冷热加工性和热处理

00Cr18Mo2 钢和高纯 Cr18Mo2 钢的开始锻压温度为 1 038～1 204℃，终加工温度一般为 760℃或稍高些，应以控制为细晶粒度为准则。

00Cr18Mo2 钢和高纯 Cr18Mo2 钢具有良好的塑性并适于拉伸、轧制成形和冲压（表 13.7-360，表 13.7-361）。

表 13.7-360　两种 Cr18Mo2 钢的冷弯，杯突试验结果

钢　号	热处理条件	样品厚度/mm	冷弯		平均反复弯曲次数	杯突试验 E_r/mm
			弯角	结果		
00Cr18Mo2	900℃×20 min，空冷	2.5	180°	无裂纹	6	10
高纯 Cr18Mo2	875℃×20 min，水冷	1.75	180°	无裂纹	6	10
1Cr18Ni9Ti	1 100℃×20 min，水冷	3.0	180°	无裂纹	6	10

表 13.7-361　两种 Cr18Mo2 钢深冲试验结果

样品直径/mm	90	95	100	105	110	115	120
深冲系数	1.8	1.9	2.0	2.1	2.2	2.3	2.4
00Cr18Mo2	好	好	好	好	破裂	—	—
高纯 Cr18Mo2	好	好	好	好	好	好	好
1Cr18Ni9Ti	好	好	好	破裂	—	—	—

热处理：退火温度为 750～900℃，加热后快冷。

（6）焊接性能

00Cr18Mo2 钢和高纯 Cr18Mo2 钢可用普通不锈钢采用的各种方法进行焊接。焊接时输入的热量应尽量小，避免晶粒过分长大，影响焊缝和热影响区的强度。为避免焊接时热金属与空气接触，电弧、焊缝金属、焊缝背面惰性气体保护非常重要，因为氮化铬的形成会降低耐蚀性。此钢焊接还应注

意，焊接前要彻底清洁坡口，减小气孔的出现，MMA 焊时，焊条充分干燥，使用适宜保护气体。

（7）应用

00Cr18Mo2 钢和高纯 Cr18Mo2 钢主要用作食品加工设备，热交换器，热水罐和太阳能收集面板等。

2.2.6 00Cr25Ni4Mo4Ti（UNSS44635）

00Cr25Ni4Mo4Ti 钢是以钛进行稳定化的超低碳、氮的高铬钼铁素体不锈钢，它在海水和含氯化物介质中具有极好的耐点蚀、耐缝隙腐蚀性能。它具有良好的强度、韧性和焊接性，即使在焊后于零下温度仍有一定的韧性。它主要用于海水或其他含氯化物溶液的工厂，可制作洗涤器、冷凝器和热交换器。

（1）化学成分

00Cr25Ni4Mo4Ti 钢的化学成分见表 13.7-362。

表 13.7-362 00Cr25Ni4Mo4Ti 钢的化学成分（质量分数）%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	N	Fe
≤0.025	≤0.5	≤0.5	25	4.0	4.0	0.4	≤0.025	余量

（2）物理性能

密度 ρ：7.8 g/cm³；

比热容 c：20℃；400 J/kg·K；

线胀系数 α_l：20～100℃ 11×10^{-6}/K，

20～200℃ 11×10^{-6}/K，

20～400℃ 11.5×10^{-6}/K；

热导率 λ：20℃ 22 W/m·K，

100℃ 23 W/m·K，

200℃ 24 W/m·K，

400℃ 25 W/m·K；

弹性模量 E：20℃ 220 000 MPa。

（3）力学性能

00Cr25Ni4Mo4Ti 钢的室温力学性能见表 13.7-363。

表 13.7-363 00Cr25Ni4Mo4Ti 钢的耐腐蚀性能

钢 号	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	HB
00Cr25Ni4Mo4Ti	650	550	20	230
AISI316	575	205	40	180
低碳钢	470	260	22	180

（4）耐蚀性

1）耐点蚀性　表 13.7-364 列出了几种钢在不同温度 5%NaCl 中的点蚀电位（击穿电位），点蚀电位愈高，耐点蚀性愈好。表 13.7-365 列出了几种钢在 10% $FeCl_3$，$6H_2O$ 溶液中的临界点蚀温度（C.P.T）。

表 13.7-364 几种材料的点蚀电位

钢 号	孔蚀电位/mV（SCE）	
	60℃	80℃
AISI316	125	35
合金 825[①]	300	190
00Cr20Ni25Mo5Cu	515	290
00Cr25Ni4Mo4Ti	950	685

① 合金 825-0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti。

2）耐缝隙腐蚀性　表 13.7-366 列出了几种钢在 10% $FeCl_3\cdot6H_2O$ 中的临界缝隙腐蚀温度（CCT）。临界缝隙腐蚀温度愈高，其耐缝隙腐蚀性愈好。

表 13.7-365 几种材料的临界点蚀温度

钢 号	临界点蚀温度/℃
AISI316	15
合金 825	29
00Cr20Ni25Mo5Cu	42
00Cr25Ni4Mo4Ti	55

表 13.7-366 几种材料的临界缝隙腐蚀温度

钢 号	临界缝隙腐蚀温度/℃
AISI316	<15
合金 825	<15
00Cr20Ni25Mo5Cu	20
00Cr25Ni4Mo4Ti	45

3）应力腐蚀破裂性　表 13.7-367 列出了在 40% $CaCl_2$，100℃溶液中，施加 90%屈服强度的轴向应力，测定其破裂时间。在 Wick 试验（$1\,500\times10^{-6}$ Cl^- 的 NaCl，100℃）中，00Cr25Ni4Mo4Ti 钢是耐应力腐蚀的。但是正像奥氏体和铁素体＋奥氏体双相钢一样，在沸腾 $MgCl_2$ 140℃溶液中则是不耐应力腐蚀破裂的。

表 13.7-367 在 40% $CaCl_2$ 100℃溶液中的应力腐蚀破裂性

钢 号	至破裂的时间/h
AISI316	200～500
00Cr20Ni25Mo5Cu	>2 000，没破裂
00Cr25Ni4Mo4Ti	>5 000，没破裂

4）耐均匀腐蚀　图 13.7-587 示出 00Cr25Ni4Mo4Ti 钢在硫酸溶液，磷酸溶液中的等腐蚀曲线。

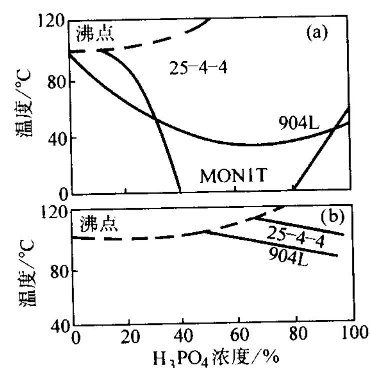


图 13.7-587 00Cr25Ni4Mo4Ti 钢在硫酸中（a）、磷酸中（b）的等腐蚀曲线

（曲线以下腐蚀率<0.1 mm/a；904L 00Cr20Ni25Mo5Cu）

5）晶间腐蚀　00Cr25Ni4Mo4Ti 钢，焊后无晶间腐蚀倾向。

（5）冷热加工性和热处理

00Cr25Ni4Mo4Ti 钢有良好的热加工性，容易锻造、热轧，它有良好的冷成形、弯曲、管的滚压扩孔及其他性能，但是由于高的屈服强度，成形的最初阶段需要较大的能量，而随后由于较小的冷作硬化，所以不需要进行中间退火。00Cr25Ni4Mo4Ti 钢不适于进行拉伸成形操作，所以不推荐用来制作板式换热器。

热处理：00Cr25Ni4Mo4Ti 钢加热至 1 000℃，水冷。

(6) 焊接性

00Cr25Ni4Mo4Ti 钢有良好的焊接性，焊前不需要进行预热，焊后不需要进行热处理，00Cr25Ni4Mo4Ti 钢可用 TIG 焊，也可采用其他焊接方法。为了获得最好的耐蚀性，应选用与母材相同成分的填充金属，00Cr25Ni4Mo4Ti 钢的焊前焊后冲击韧性良好，焊缝和热影响区脆性转变温度在0℃以下。

(7) 典型用途

00Cr25Ni4Mo4Ti 钢用于制作海水及各种含氯化物溶液的容器、洗涤器、冷凝器和热交换器。

2.2.7 高纯 Cr26Mo1 (UNSS44629)

高纯 Cr26Mo1 钢是高纯铁素体不锈钢发展最早的一种，它的性能特点是：在含氯化物的环境中具有良好的耐点蚀、耐缝隙腐蚀性；良好的耐氯化物应力腐蚀破裂性；良好的耐晶间腐蚀性；在广泛的腐蚀环境中良好的耐均匀腐蚀性能；焊后有较好的韧性、延性。主要用于制作处理碱、有机酸、硝酸、漂白液、尿素和含氯化物冷却水的设备。

(1) 化学成分

高纯 Cr26Mo1 钢的化学成分见表 13.7-368。

表 13.7-368 高纯 Cr26Mo1 钢的化学成分 (质量分数) %

C	N	C + N	Cr	Mo	Ni	Cu	Ni + Cu	Mn	Si
≤0.010	≤0.015	≤0.015	25.0 ~ 27.5	0.75 ~ 1.50	≤0.30	≤0.20	≤0.50	≤0.40	≤0.40
P	S	Nb							
≤0.02	≤0.02	约 0.10							

(2) 物理性能 (固溶处理)

密度 ρ：7.66 g/cm³；

比热容 c：100℃ 460 J/kg·K；

线胀系数 α_l：100 ~ 300℃ 11×10^{-6}/K；

热导率 λ：100℃ 18.4 W/m·K；

电阻率：(21℃) 640 nΩ·m；

结晶组织：体心立方；

磁性特征：铁磁性；

居里温度：640℃ (1 185℉)；

弹性模量 E：20 ~ 300℃ 201 800 MPa。

(3) 力学性能

与 Cr-Ni 奥氏体不锈钢相比，这种钢屈服强度较高，伸长率较低。表 13.7-369 列出了此种钢的室温力学性能。表 13.7-369 和图 13.7-588 指出了 343 ~ 482℃时效后力学性能的变化。从表 13.7-369 和图 13.7-589 中可以看出，高纯 Cr26Mo1 钢室温有足够的冲击韧性，管材较板材有更高的塑性，横、纵向性能没有显著的差别，这说明各向异性不明显，但高纯 Cr26Mo1 钢仍存在 475℃脆性，长期使用最高温度不得超过 300℃。

高纯铁素体钢 Cr26Mo1 钢的脆性转变温度如图 13.7-589

表 13.7-369 高纯 Cr26Mo1 钢的室温力学性能

热处理状态	取样方向	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB
920℃，水冷，4 mm 板材	纵向	441 ~ 470	294 ~ 351	≥20	—	196 ~ 294	—
860℃，水冷	纵向	449 ~ 489	346 ~ 361	28.5 ~ 35.5	53.0 ~ 77.8	> 366	163 ~ 195
21 mm 板材	横向	466 ~ 485	365 ~ 371	20.3 ~ 32.5	53.0 ~ 74.1	280 ~ 331	184 ~ 213
860℃，水冷	纵向	469 ~ 491	277 ~ 310	31.3 ~ 46.0	90.3 ~ 65.4	—	158 ~ 160
φ89 mm × 7 mm 管	横向	470 ~ 486	265 ~ 362	35.0 ~ 37.6	63.8 ~ 72.9	—	155 ~ 161
板退火态 (871℃，水冷)	纵向	479	358	35	—	—	
退火态 + 343℃时效 5 000 h	纵向	485	348	30	—	—	
退火态 + 370℃时效 5 000 h	纵向	556	438	24	—	—	
退火态 + 399℃时效 5 000 h	纵向	576	491	13	—	—	

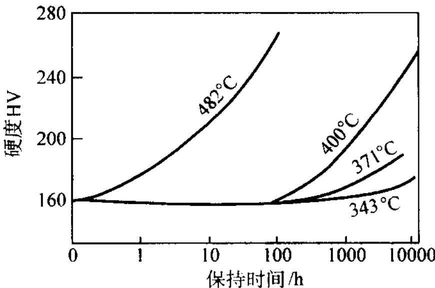


图 13.7-588 343 ~ 482℃时效，对高纯 Cr26Mo1 钢硬度的影响

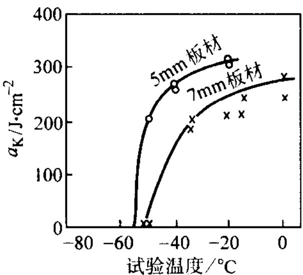


图 13.7-589 高纯 Cr26Mo1 钢的韧性随试验温度的变化

和图 13.7-590 所示。可以看出，即使 $w_C + w_N \leq 150\times10^{-6}$，Cr26Mo1 钢的脆性转变温度仍受材料尺寸、冷却速度的影响（即韧性的尺寸效应和冷却速度效应），这些效应的存在主要是铁素体不锈钢中碳、氮溶解度极低，钢中碳、氮化物易析出所致。此钢种在工程上的应用，最大厚度以不超过 6 mm 为宜（特别是承受动载荷的焊接件和设备）。

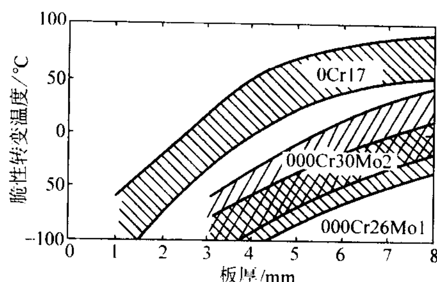


图 13.7-590 板厚与高纯铁素体不锈钢脆性转变温度的关系

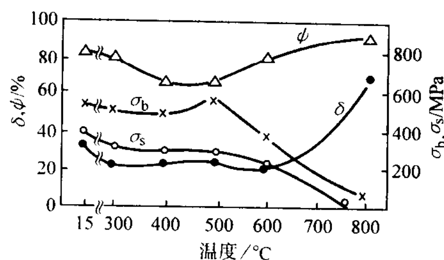


图 13.7-591 高纯 Cr26Mo1 钢的中高温力学性能

高纯 Cr26Mo1 钢的高温力学性能见图 13.7-591。温度超过 500～600℃，钢的强度迅速下降，塑性显著上升。

(4) 耐蚀性

表 13.7-370 列出高纯 Cr26Mo1 钢、高纯 Cr30Mo2 钢以及 00Cr17Ni14Mo2 钢在各种条件下的腐蚀试验的结果。

1) 耐应力腐蚀性 高纯 Cr26Mo1 钢有着优异的耐应力

表 13.7-370 高铬铁素体不锈钢的腐蚀试验结果

腐蚀形态	腐蚀条件	温度	腐蚀率/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	高纯 Cr26Mo1	高纯 Cr30Mo2	00Cr17Ni14Mo2
应力腐蚀破裂	42% $MgCl_2$，294 MPa	沸腾	—	>1 000 h	>1 000 h	2 h
	42% $MgCl_2$，392 MPa	沸腾	—	>1 000 h	>1 000 h	1 h
点蚀	10% $FeCl_3$，$6H_2O$	40℃	$g/m^2 \cdot h$	0.13	0.01	9.5
	5% $FeCl_3$ + 0.05HCl	40℃	$g/m^2 \cdot h$	0.3	<0.01	7.3
缝隙腐蚀	10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$	20℃	参数①	⓪	⓪	▲
	橡皮带固定玻璃棒	40℃	参数①	△	⓪	▲
无机酸	65% NHO_3	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	0.104	0.005	0.028
	5% H_2SO_4	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	0.28	0.2	4.98
	0.5% HCl	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	0.05	0.04	9.42
	1% HCl	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	53.8	0.55	16.2
有机酸	80% CH_3COOH	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	0.00	0.00	0.19
	50% HCOOH	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	0.09	0.07	0.45
碱	30% NaOH + 10% NaCl + 0.05% $NaClO_3$②	90℃	$g/m^2 \cdot h$	0.016	0.007	0.13
	50% NaOH + 5% NaCl + 0.05% $NaClO_3$③	沸腾	$g/m^2 \cdot h$	0.13	0.019	纯 Ni3.2

① 腐蚀程度。⓪ 不发生缝隙腐蚀、孔蚀；△ 发生缝隙腐蚀；▲ 发生缝隙腐蚀、点蚀；
② 隔膜法合成设备浓缩工程三重效用罐的第 2 蒸发罐的条件。
③ 隔膜法合成设备浓缩工程三重效用罐的第 1 蒸发罐的条件。

腐蚀破裂性能，特别在氯化物和含氧化剂的 NaOH 溶液中更为突出，见表 13.7-369 所示，高纯 Cr26Mo1 钢在 42% $MgCl_2$ 沸腾溶液中的屈服应力为 392 MPa，试验 1 000 h 也不会发生破裂。但是高纯 Cr26Mo1 钢的耐应力腐蚀破裂也是有条件的，例如在敏化态和中温时效态，遭受不适宜冷加工以及承受过大的载荷应力时，也显著降低钢的耐应力腐蚀性能，从而产生应力腐蚀破裂。

2) 耐点蚀、耐缝隙腐蚀性 高纯 Cr26Mo1 不锈钢耐点蚀、耐缝隙腐蚀性能优于 00Cr17Ni14Mo2 等不锈钢，但由于其钼含量较低，此钢种不适用于耐海水腐蚀的一些场合（温度低者除外）。

3) 耐无机酸的腐蚀 高纯 Cr26Mo1 钢具有特别优异的耐晶间腐蚀性能。在低浓度的盐酸、硫酸中耐蚀性优于 00Cr17Ni14Mo2 等奥氏体不锈钢，但是在高浓度的非氧化性的无机酸中，腐蚀率急剧增加。

4) 耐有机酸的腐蚀 高纯 Cr26Mo1 钢具有特别优异的耐有机酸腐蚀性能，对甲酸、乙酸及这些酸的混酸均显示出优异的耐蚀性（见表 13.7-371）。

表 13.7-371 高纯（$w_C + w_N \leqslant 120 \times 10^{-6}$）Cr26Mo1 钢的耐蚀性 $mm \cdot a^{-1}$

钢 种	3%甲酸⊗	60%甲酸⊗	47.5%醋酸 + 2.5%甲酸⊗	71.5%醋酸 + 3.8%甲酸⊗	99.5%醋酸 + 4%甲酸⊗
高纯 Cr26Mo1	0.009	0.009 5	0.006	0.004	0.011
0Cr18Ni10	1.5	2.2	0.330	0.320	0.320
00Cr18Ni10	—	—	0.250	0.190	—
0Cr18Ni12Mo2	0.690	0.910	0.010	0.023	0.100
00Cr18Ni12Mo2	—	—	0.014	0.046	—

注：⊗ 沸腾温度。

5）耐碱 表13.7-370示出高纯Cr26Mo1钢在隔膜法合成NaOH的浓缩工序的腐蚀结果。特别是隔膜法合成NaOH的工艺流体中含有微量的NaO、ClO_3^-及多量的NaCl泥浆，其设备既要求耐蚀又要求耐磨，用高纯Cr26Mo1钢远优于纯Ni。

（5）冷热加工和热处理

高纯Cr26Mo1钢适宜的热加工温度为870～1 150℃。正常热处理温度为870～920℃，加热后急冷。

高纯Cr26Mo1钢易于冷加工，硬化速度低于18-8型Cr-Ni奥氏体不锈钢，表13.7-372是冷加工变形量对高纯Cr26Mo1钢力学性能的影响。

表13.7-372 冷加工对高纯Cr26Mo1钢力学性能的影响

冷加工/%	硬度/HB	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
0	83	490	365	34
20	97	662	607	8
40	101	765	745	6
60	104	855	800	3
80	104	910	862	2

（6）成形性

表13.7-373示出0.7 mm高纯Cr26Mo1钢板成形性的试验结果。高纯Cr26Mo1钢的n值小，加工硬化倾向小，$\bar{\gamma}$值大深拉深加工比较容易，但较奥氏体钢胀形性差。其成形性类似于普通430（Cr17%）钢。

表13.7-373 高纯Cr26Mo1钢的成形性（0.7mm）

钢　种	n值	$\bar{\gamma}$值	E_r值/mm	CCV/mm
高纯Cr26Mo1	0.18	1.22	8.5	28.7
0Cr17	0.22	1.0	9.0	28.5
0Cr18Ni9	0.50	1.0	12.6	27.4

（7）焊接性

高纯Cr26Mo1钢可采用钨极氩弧焊和金属极氩弧焊接，当需要填丝时可采用同样的材料。多层焊接，不接触工艺流体的一面可使用奥氏体00Cr17Ni14Mo2焊条。焊前焊后均需仔细清洗焊件以防止杂质污染，焊接过程应防止碳、氮、氧等进入焊缝中。焊接热输入要低。焊缝脆性转变温度在－60～0℃之间波动。这与截面尺寸，碳、氮、氧污染的程度以及焊接工艺操作有关。

（8）用途

高纯Cr26Mo1钢用于化学加工工业（醋酸、乳酸等有机酸，苛性钠浓缩工程），食品工业，石油精炼工业，电力工业，水处理和污染控制等用热交换器，压力容器，罐和其他设备。

2.2.8 高纯Cr30Mo2（447J1）

此钢由于铬含量高且含约质量分数为2%的Mo，因而，在含氯化物的水溶液中耐点蚀和耐应力腐蚀；在耐均匀腐蚀性能方面除优于00Cr17Ni14Mo2钢，00Cr17Ni14Mo3钢，00Cr25Ni5Mo2N钢外，在NaOH和醋酸中，其耐蚀性与纯镍相当；在含$NaClO_3$等氧化剂的高温NaOH中不仅优于高纯Cr26Mo1钢而且优于纯镍，与此同时，此钢还具有良好的韧性，加工成形性和焊接性。

（1）化学成分

高纯Cr30Mo2钢的化学成分见表13.7-374。

表13.7-374 高纯Cr30Mo2钢的化学成分（质量分数）　%

C	N	C+N	Si	Mn	Cr
≤0.01	≤0.015	≤0.015	≤0.4	≤0.4	285～32
Ni	**Cu**	**Mo**	**Nb**	**S**	**P**
≤0.5	≤0.2	1.5～2.5	适量	≤0.02	≤0.03

（2）物理性能

密度ρ：7.64 g/cm³；

线胀系数α_l：9.7×10^{-6}/K；

热导率λ：100℃ 17.8 W/（m·K）；

弹性模量E：20～300℃ 220 500～230 000 MPa；

比热容c：20℃ 460 J/kg·K；

电阻率：560 nΩ·m。

（3）力学性能

高纯Cr30Mo2钢，其室温力学性能见表13.7-375，脆性转变温度曲线如图13.7-589所示。此钢具有较高的塑性，钢的脆性转变温度随板厚度增加往高侧移动，因此要求韧性的焊接构件厚度应≤6 mm，如果板厚在6 mm以上，设计上应采用复合板。图13.7-592示出不同厚度的高纯Cr30Mo2板材的脆性，3 mm冷轧薄板脆性转变温度可低至－100℃以下。图13.7-593系此钢的高温力学性能。当高于约500℃加热时，高纯Cr30Mo2钢的强度下降，塑性明显提高。当温度达到≥800℃时，强度很低，塑性很高，进而出现超塑性现象。

表13.7-375 高纯Cr30Mo2钢的室温力学性能

材料晶种及状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HV
棒材，1 000℃，水冷	617	461	32	83	—
热轧板，8 mm，退火态①	529～676	392～588	21～22	60～70	190～280
冷轧板，3 mm，退火态①	539～863	392～844	32	53～72	180～300
冷轧板焊后退火态①	539～559	392～412			

① 900℃，10～15 min，水冷。

（4）耐蚀性

表13.7-369示出了高纯Cr30Mo2钢，Cr26Mo1钢及00Cr17Ni14Mo2钢在各种腐蚀条件下进行腐蚀试验的结果。

1）耐应力腐蚀性 高纯Cr30Mo2钢在氯化物溶液中具有极好的耐应力腐蚀性，示于表13.7-370和图13.7-594，在42%沸腾$MgCl_2$中，即使承受高应力也不产生破裂。

2）耐点蚀、缝隙腐蚀性 高纯Cr30Mo2钢由于高铬加2%Mo，低碳、氮，显示出优异的耐点蚀、耐缝隙腐蚀性能，示于表13.7-370和图13.7-595，在10%$FeCl_3\cdot6H_2O$，5%$FeCl_3$＋0.05molHCl水溶液中，耐点蚀、耐缝隙腐蚀性优于含2%Mo的Cr-Ni奥氏体不锈钢和双相不锈钢。

3）耐无机酸性能 高纯Cr30Mo2难以析出碳化物、氮化物，因不容易形成贫铬层，所以有着特别优异的耐晶间腐蚀性（65%HNO_3）。在低浓度的盐酸、硫酸中，耐蚀性优于00Cr17Ni14Mo2等奥氏体不锈钢（见表13.7-370，表13.7-376和图13.7-596）。

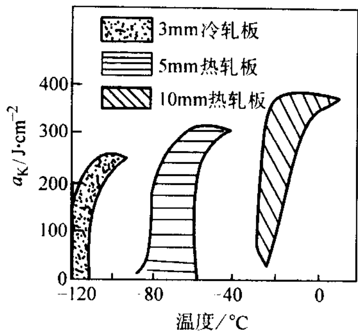


图 13.7-592 不同厚度的高纯 Cr30Mo2 板材的脆性

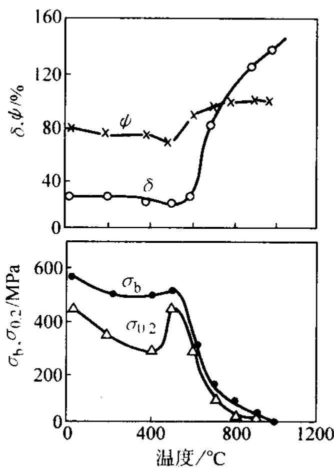


图 13.7-593 高纯 Cr30Mo2 钢的高温瞬时力学性能

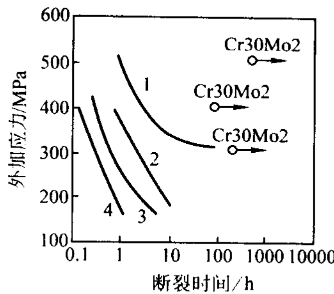


图 13.7-594 $MgCl_2$ 中（42%，沸腾温度），高纯 Cr30Mo2 钢耐应力腐蚀破裂性能

1—0Cr25Ni5Mo2；2—00Cr17Ni14Mo2；3—00Cr18Ni10；4—0Cr18Ni10

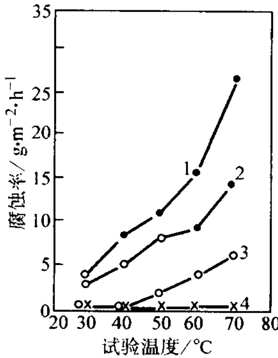


图 13.7-595 高纯 Cr30Mo2 钢耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能

1—00Cr17Ni14Mo2；2—0Cr25Ni5Mo2；3—高纯 Cr30Mo2；4—Ti

表 13.7-376 高纯 Cr30Mo2 钢在盐酸、硫酸中的腐蚀率 $g\cdot m^{-2}\cdot K^{-1}$

钢 种	0.18%沸腾 HCl，3 h	0.35%沸腾 HCl，3 h	1%沸腾 HCl，3 h	1%沸腾 H_2SO_4，3 h	3%沸腾 H_2SO_4，48 h	5%沸腾 H_2SO_4，3 h
高纯 Cr30Mo2	0.02	<0.01	0.17	0.14	<0.01	0.02
00Cr17Ni14Mo2	0.03	0.26	0.45	0.88	<0.01	0.03
0Cr25Ni5Mo2	0.02	<0.01	1.3	0.87	<0.01	0.02

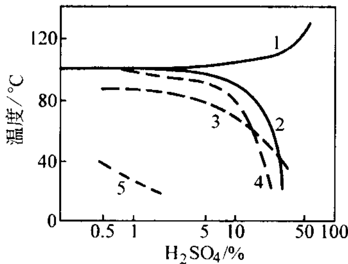


图 13.7-596 在 H_2SO_4 中高纯 Cr30Mo2 钢的等腐蚀曲线（以 $0.18/m^2\cdot h$ 为界限）

1—沸点曲线；2—Cr30Mo2；3—00Cr17Ni14Mo2；4—0Cr25Ni5Mo2；5—0Cr18Ni10

4）耐有机酸腐蚀 高纯 Cr30Mo2 钢具有特别优异的耐有机酸腐蚀性能（见表 13.7-370、表 13.7-377），对甲酸、乙酸及其混酸均显示出优异的耐蚀性，高纯 Cr30Mo2 钢优于 00Cr17Ni14Mo2 钢和 0Cr25Ni5Mo 钢。

5）耐碱腐蚀 高纯 Cr30Mo2 钢在隔膜法合成 NaOH 的浓缩工序中有着优异的耐蚀性（见表 13.7-370），在含 NaCl，$NaClO_3$ 的 NaOH 中耐蚀性优于纯镍（见表 13.7-378 和图 13.7-

表 13.7-377 高纯 Cr309Mo2 钢在有机酸中的耐蚀性 $g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$

钢种	80%醋酸沸腾，48 h	80%甲酸沸腾，48 h	100%草酸沸腾，48 h	25%柠檬酸沸腾，48 h
高纯 Cr30Mo2	<0.01	0.17	0.14	<0.01
00Cr17Ni14Mo2	0.26	0.45	0.88	<0.01
0Cr24Ni5Mo2	<0.01	1.3	0.87	<0.01

表 13.7-378 在 NaOH 中，高纯 Cr30Mo2 钢与纯镍的耐蚀性比较 $g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$

材 料	50% NaOH，沸腾	50% NaOH + 5% NaCl	50% NaOH + 5% NaCl + 0.05% $NaClO_3$	50% NaOH + 5% NaCl + 0.2% $NaClO_3$
高纯 Cr30Mo2	0.022	0.020	0.020(母材)，0.017(焊材)	0.025
纯镍	0.023	0.022	0.025	0.088

597)。需要指出，在 280℃，浓度为 60% 的 NaOH 中，只有当 $NaClO_3$ 浓度超过 100×10^{-6} 时，Cr30Mo2 钢的腐蚀率才能从 30 ~ 36 mm/a 降低到 1 ~ 1.5 mm/a。

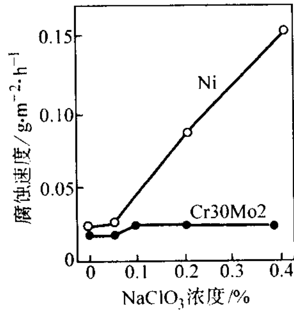


图 13.7-597 $NaClO_3$ 含量对高纯 Cr30Mo2 钢和纯镍耐 50%NaOH + 5%NaCl（沸腾温度）腐蚀率比较

（5）冷热加工和热处理

高纯 Cr30Mo2 钢与高纯 Cr26Mo1 钢相似，均有极佳的热加工性能，适宜的热加工温度为 870 ~ 1 150℃。

高纯 Cr30Mo2 钢热处理制度为：980 ~ 1 020℃ 加热，急冷。

高纯 Cr30Mo2 钢冷加工硬化倾向小，深冲性好，延性小，易于冷加工，适于制造冷冲压部件。

（6）焊接性能

高纯 Cr30Mo2 钢可采用钨极氩弧焊和金属极氩弧焊接。填充金属，可采用同样的材料。焊接时要极力防止碳、氮、氧等不纯物的污染，图 13.7-598 指出焊接部分的碳、氮污染程度与夏比冲击特性的关系，随着碳、氮量的增加韧性显著恶化。

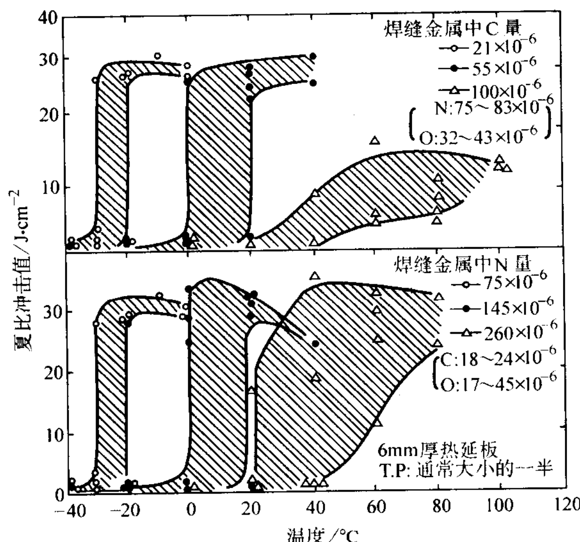


图 13.7-598 高纯 Cr30Mo2 焊缝金属的碳、氮污染程度与夏比冲击韧性的关系

（7）典型用途

醋酸、乳酸等有机酸及其衍生物的制造设备；苛性钠生产浓缩工序的设备；含 Cl^- 容易引起 00Cr17Ni14Mo2 等奥氏体不锈钢产生应力腐蚀、点蚀、缝隙腐蚀的环境用设备和部件；排烟脱硫等防止公害的设备；火力发电厂冷凝器，例如日本东京湾火力发电厂海水冷却用高纯 Cr30Mo2 钢无缝管已使用 12.5 年；石油精炼设备；要求耐蚀性和磁性的部件，例如电磁阀芯材料和钟、表等。

2.2.9 高纯 Cr29Mo4Ni2（UNSS44800）

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢是一种高纯高铬、钼铁素体不锈钢，在很多苛刻的腐蚀介质中具有优异的耐蚀性，例如在氯化物、碱、硝酸、尿素、氨基酸、有机酸中，其耐蚀性超过高镍合金。此钢还具有优异的耐稀的还原酸性能，优异的抗氧化、抗硫化性能，它还具有良好的韧性，加工成形性，焊接性，所以在很多苛刻的介质中用它来代替价格昂贵的钛和镍基合金。

（1）化学成分

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的化学成分见表 13.7-379。

表 13.7-379 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的化学成分（质量分数） %

C	N	C + N	Si	Mn	Cr
≤0.01	≤0.020	≤0.025	≤0.2	≤0.3	28.0 ~ 30.0
Mo	Ni	Cu	P	S	
3.5 ~ 4.2	2.0 ~ 2.5	≤0.15	≤0.025	≤0.020	

（2）物理性能

密度 ρ：7.6 g/cm³；

线胀系数 α_l：21 ~ 100℃，9.4×10^{-6}/K；

热导率 λ：100℃ 16.2 W/（m·K）；

比热容 c：448 J/（kg·K）；

弹性模量 E：20 000 MPa。

（3）力学性能

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的力学性能见表 13.7-380。冷作对力学性能的影响见表 13.7-381。高纯 Cr29Mo4Ni2 钢在 ASME 压力容器结构中允许的应力见表 13.7-382。钢的脆性转变温度见表 13.7-383，高纯 Cr29Mo4Ni2 钢板成形性能见表 13.7-384，瞬时高温抗拉性能见表 13.7-385。

表 13.7-380 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的力学性能

产品规格	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HRB
板带（退火）	550	415	20	—	98
棒（热作）	480	380	20	40	
棒（冷作）	520	415	15	30	
棒（退火）	480	380	20	40	

表 13.7-381 冷作硬化对抗拉性能的影响

冷轧/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
0	653	521	23.8
20	836	779	8.0
40	927	884	5.8
60	1009	978	3.0
80	1102	1067	2.0

表 13.7-382 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢在 ASME 压力容器结构中的允许应力

温度/℃	最大允许的应力/MPa	
	焊管	板、棒，无缝管
20 ~ 100	117	138
200	114	134
300	108	126
400	106	125
500	106	125
600	106	125

表 13.7-383 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的脆性转变温度（退火，水淬）

试样厚度/mm	代表性延性-脆性转变温度(夏比 V 形缺口)/℃
10	18
6.4	40
3.0	73
1.6	100

表 13.7-384 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢板成形性能的比较

钢　号	杯突深度 E_r/mm	硬化指数 n 值	平均应变比 $\overline{\gamma}$ 值	极限拉深比
高纯 Cr29Mo4Ni2	10.2 ~ 10.9	0.11	1.80	2.25
碳钢	10.2 ~ 10.4	0.22	1.00 ~ 1.80	2.15 ~ 2.50
0Cr18Ni9	12.7 ~ 14.2	0.45 ~ 0.50	0.9 ~ 1.00	2.16

表 13.7-385 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的瞬时高温抗拉性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
21	650	515	25
93	600	495	22
149	580	490	21
204	565	415	19
260	565	405	17
316	605	405	23
371	605	400	23
399	605	395	24

应当指出，高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的力学性能，特别是钢的韧性受钢的化学成分（特别是碳、氮）、热处理工艺以及试样尺寸和冷却速度的极大影响，图 13.7-599 和图 13.7-600 是加热温度、时间、试样尺寸和冷却速度对高纯 Cr29Mo4Ni2 钢韧性和脆性转变温度的影响。加热温度、时间对此钢韧性有极大影响，主要是在 475℃ α' 相的析出，在约 800℃ σ（χ）相的析出。试样尺寸和冷却速度对钢的脆性转变温度的影响主要是碳、氮化物的析出。为此，在使用条件下，高纯 Cr29Mo4Ni2 钢应避开 α' 相和 σ 相的形成温度。此钢一般在 315℃以下可长期使用。为了获得最佳的耐蚀性，高纯 Cr29Mo4Ni2 钢应采用真空精炼，在很窄的范围内控制合金化学成分。

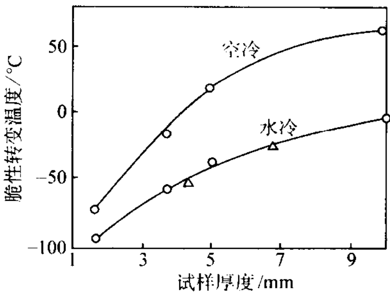


图 13.7-599 试样尺寸和冷却速度对高纯 Cr29Mo4Ni 钢脆性转变温度的影响

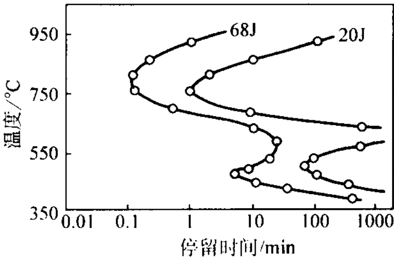


图 13.7-600 加热温度和时间对高纯 Cr29Mo4Ni2 钢冲击韧度的影响

（钢中 $w_C + w_N = 0.015\%$）

（4）耐蚀性

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢在氯化物介质中具有很好的耐点蚀、耐缝隙腐蚀和耐应力腐蚀的性能。在海水，苛性碱，稀 H_2SO_4，各种活度的 H_3PO_4（包括含 F^-，Cl^- 的 H_3PO_4），各种有机酸中也有很好的耐蚀性，它在很多介质中可以代替高镍的奥氏体不锈钢、镍基耐蚀合金和钛。表 13.7-386 ~ 表 13.7-389 系一些试验结果。

表 13.7-386 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的耐蚀性① $mm\cdot a^{-1}$

钢　号	HNO_3 65%	H_2SO_4(50%) + $Fe_2(SO_4)_3$	甲酸 45%	草酸 10%	醋酸 20%	硫酸氢钠 65%	H_2SO_4 10%	HCl 1%
0Cr18Ni9	0.2③	0.6③	44	15	0.1③	70	400	81
0Cr17Ni12Mo2	0.3③	0.6③	13	2.4	0.1③	4.3	22	71
0Cr20Ni34Mo3Cu4	0.2③	0.2③	0.2⁺	0.2	0.1③	0.3	1.1	0.0
Ti	0.3③	5.9②	22	24	0.0③	6.4	160	5.6
0Cr16Ni54Mo16W4	11.4③	6.1②	0.1⁺	0.2	0.0③	0.2	0.4	0.3
000Cr29Mo4Ni2	0.1③	0.2②	0.1	0.1	0.0③	0.0	0.2	0.2

① 均在沸腾温度。

② 试样浸入酸中呈钝态，但与铁棒相接触则不能自动再钝化。

③ 与铁棒相接触也不被活化。

表 13.7-387 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢和 Cr26Mo1 钢在碱液中耐蚀性

NaOH/%	温度/℃	时间/d	腐蚀率/$mm\cdot a^{-1}$ 高纯 Cr26Mo1	腐蚀率/$mm\cdot a^{-1}$ 高纯 Cr29Mo4Ni2
15	104	5	0.001	—
25	110	7	0.000	—
30	116	5	0.001	—
50	143	5	0.003	0.003
60	157	4	0.084	0.002
70	177	4	0.15 ~ 0.38	0.097

（5）冷、热加工和热处理

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢具有良好的热加工性，此钢适宜的热加工温度为 800 ~ 1 150℃，热加工终止温度为≤800℃。此钢具有极好的延性和低的加工硬化倾向。

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢热处理应加热到 1 010℃，水冷。

（6）焊接性能

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的焊接，应注意保证焊缝、母材有极低的碳、氮和氢、氧含量，因此焊前应对惰性气体、填充材料、母材进行仔细准备，焊后清理污染。高纯 Cr29Mo4Ni2 钢可采用钨极弧焊、金属弧焊，可用氩气或氦气保护，可选

表 13.7-388 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢耐应力腐蚀性能

钢 号	$MgCl_3$ 155℃	NaCl 灯芯试验，100℃	26% NaCl 空气，102℃	26% NaCl155℃	高压釜试验 200℃
0Cr18Ni9	<3 h，破裂	<72 h，破裂	72 h，破裂	250 h，破裂	48~72 h，破裂
0Cr20Ni33Mo3Cu4Nb	<40 h，破裂	864 h，未裂	2 544 h，未裂	—	655 h，未裂
高纯 Cr29Mo4Ni2	3 h，破裂	3 360 h，未裂	2 528 h，未裂	487 h，未裂	655 h，未裂

表 13.7-389 高纯 Cr29Mo4Ni2 钢的耐点蚀性

钢 号	$KMnO_4$-NaCl①				$FeCl_3$②	
	室温	50℃	75℃	90℃	室温	50℃
0Cr18Ni9	点蚀	—	—	—		
0Cr17Ni12Mo2	点蚀	—	—	—		
0Cr20Ni34Mo3Cu4Nb	点蚀	—	—	—		
高纯 Cr29Mo4Ni2	无点蚀	无点蚀	无点蚀	无点蚀	无点蚀	无点蚀
0Cr16Ni54Mo16W4	无点蚀	无点蚀	无点蚀	无点蚀	无点蚀	无点蚀

① 2% $KMnO_4$ - 2% NaCl，pH = 7.5（无缝隙）。

② 10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$，pH = 1.6（有缝隙）。

择与母材相同的材料，也可选择不锈钢或镍基合金作为填充金属，根据所需要焊缝力学性能和耐蚀性来确定。

(7) 典型用途

高纯 Cr29Mo4Ni2 钢可用于海水及各种氯化物溶液、有机酸溶液中的反应器，冷凝器，热交换器，苛性钠生产浓缩设备等。

2.3 马氏体不锈钢

马氏体不锈钢是一类可通过热处理（淬火回火）对其性能进行调整的不锈钢，通俗地讲是一类可硬化的不锈钢，此类钢具有高的硬度、良好的力学性能和不锈性，这些特性决定了此类钢必须具备两个基本条件：其一，在平衡相图中必须有奥氏体相区存在；其二，为使钢形成耐腐蚀的钝化膜，铬的质量分数必须在 10.5% 以上。根据钢中合金元素的差别，可将马氏体不锈钢区分为马氏体铬不锈钢和马氏体铬镍不锈钢。在马氏体铬不锈钢中又可划分成低碳、中碳和高碳 3 种类型。马氏体不锈钢在淬火状态下具有体心四方（bct）晶体结构（马氏体），具有铁磁性，在较弱腐蚀环境中具有耐蚀性。钢中的铬的质量分数可达 18%，碳的质量分数可以超过 1.2%。为了提高钢的耐蚀性和刃具的锋利度，组织中允许存在过剩碳化物，为了改善淬火后的回火效应，可适当加入铌、硅、钨和钒。含镍马氏体不锈钢改善了铬马氏体不锈钢在某些介质中的耐蚀性和提高了钢的韧性。马氏体不锈钢中的碳是不可缺少的重要元素，它使 Fe-Cr 二元合金形成 γ 相区且决定了钢在淬火状态下，马氏体的硬度。大量试验表明，质量分数为 0.10% C 的马氏体的硬度值大约为 35HRC，质量分数为 0.5% C 的马氏体的硬度值可超过 60HRC，再高的碳其硬度值未见明显变化。

我国标准中（GB 1220—1992）共列入 18 个马氏体不锈钢牌号，基本是质量分数为 13% Cr 和 17% Cr 的两种类型，为了赋予钢的其他特性派生出一些改进型牌号，马氏体不锈钢的发展网络见图 13.7-601。

1Cr13(410)通用型 Cr13型马氏体不锈钢
1Cr17Ni2，增加铬含量，提高耐蚀性并且有好的力学性能
1Cr13Ni2，添加镍，提高其耐蚀性和韧性
2Cr13，增加碳含量，提高硬度和改善力学性能
Y1Cr13，增加磷、硫含量，改善切削性能
9Cr18Mo，增加碳含量和铬含量以改善耐蚀性和提高硬度
3Cr15Mo1N 以N代C提高钢的韧性
0Cr13Ni5Mo，减少碳，提高镍，添加钼，改善韧性，提高耐蚀性
3Cr13，进一步增大碳含量，提高硬度和改善力学性能
Y3Cr13，增加磷、硫含量，改善切削性能
8Cr17，减少碳含量，改善韧性
4Cr13，增加碳含量，提高硬度，改善力学性能
7Cr17，减少碳含量，改善韧性
Y11Cr17，增加磷、硫含量，改善切削性能

图 13.7-601 马氏体不锈钢发展轨迹网络关系图

不同合金系列的马氏体不锈钢具有不同的物理冶金特性，这种特性可通过合金化和热处理手段予以调整，为形成不同性能特点的马氏体不锈钢提供了可操作空间。

(1) 马氏体不锈钢中的马氏体

马氏体是马氏体不锈钢获得高强度、高硬度必备的基本组织结构。在 Fe-Cr-C 马氏体不锈钢中的马氏体具有与 Fe-C 系马氏体相同的特征，也存在回火脆性（其温度范围为 425~565℃）。

在铬-镍马氏体不锈钢中，在正常化学成分和适宜热处理条件下，为了获得良好的综合性能，其基体应为板条状马氏体。板条状马氏体结构为在奥氏体晶粒内由数捆板条马氏体构成，每捆又由互相平行的板条束所组成，各束之间以大倾角晶界相隔，在一个束内由平行的板条构成。这些相邻的板条，位向基本相同，相互之间是小倾角晶界接触，板条宽度为0.025~2.25 μm，通常在0.2 μm左右。晶粒度对板条宽度和分布没有影响，而捆的大小则随晶粒增大有变大倾向。透射电镜观察结果指出，其亚结构主要是由高密度位错所组成，位错密度为（0.3~0.9）×10^{12} cm/cm³。影响板条状马氏体形成的因素很多且相当复杂，至今尚未取得一致见解。

铬-镍马氏体不锈钢，特别是超低碳高镍马氏体不锈钢中的马氏体不同于Fe-C系马氏体，在性能上也具有很大差异，其特点表现为：马氏体的形成不需要快冷，因而不存在淬透性问题；马氏体可以变温或等温形成；马氏体为体心结构，但不具有Fe-C系马氏体的长方度；马氏体再加热时，没有Fe-C马氏体的回火特征，而且逆转变为奥氏体时，有很大的温度滞后，因此在较高温度可实施在马氏体基体上的沉淀处理；马氏体的硬度约为25HRC，赋予钢良好的塑性和韧性。

（2）马氏体不锈钢中的残余奥氏体

通常，为获得优良的力学性能，希望马氏体不锈钢的基体为马氏体组织，钢中的残余奥氏体应尽量少，影响钢中残余奥氏体数量的主导因素是 M_s 和热处理工艺。因此需严格控制马氏体转变温度 M_s 和适宜的铬当量和镍当量。

合金元素对马氏体转变温度的影响，除钴以外均降低 M_s 点，但各元素的影响程度不同，可根据已知公式进行计算，但由于合金元素的交互作用等因素以及对组织结构引起附加作用，在使用时必须小心。在合金成分确定后，可采用不同的奥氏体化温度和进行调整处理（一次回火）达到提高 M_s 点温度的效果。图13.7-602为热处理对马氏体转变范围的影响。M_s 与 M_f 的差值大约在100~140℃，固溶处理温度低，钢中碳化物未能充分溶解，奥氏体中的碳、铬含量不充分，从而提高钢的 M_s。而在固溶后再经700℃×2 h一次时效（调整处理），钢中碳化铬（$M_{23}C_6$）降低了奥氏体中的铬和碳浓度，因此显著提高了钢 M_s 温度，半奥氏体沉淀硬化不锈钢的 M_s 约提高160℃，两种沉淀硬化不锈钢调整处理温度与钢中不溶解碳量的关系亦可证实碳的析出对提高 M_s 点温度的效果（图13.7-603）。

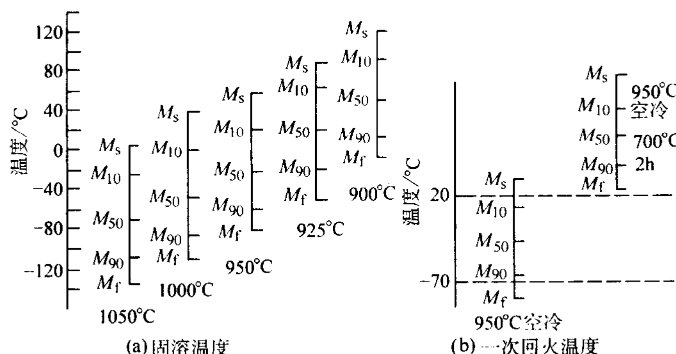


图13.7-602 热处理对马氏体转变范围的影响

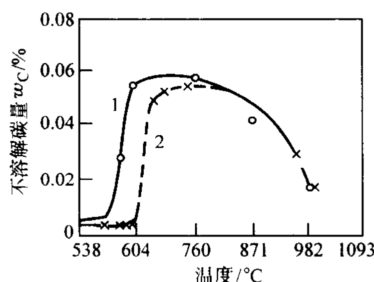


图13.7-603 调整处理温度对钢中碳化物沉淀量的影响

1—0Cr17Ni7Al（17-7PH）；2—0Cr15Ni7Mo2Al（PH15-7Mo）

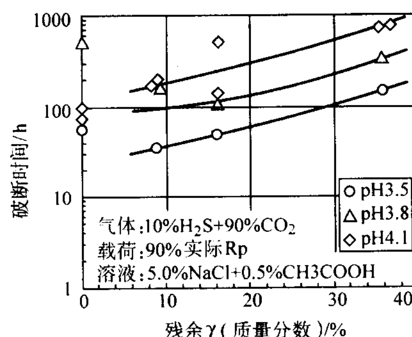


图13.7-604 残余奥氏体对00Cr13Ni5Mo钢耐应力腐蚀性能的影响

残余奥氏体（包括逆转变奥氏体）的适量存在对提高马氏体不锈钢塑性、韧性和耐蚀性是有益的。对00Cr13Ni5Mo的研究结果如图13.7-604~图13.7-606所示。残余奥氏体的良好作用在于它抑制了氢的渗透和降低了氢的扩散速度。

在高碳（9Cr18Mo）和1Cr17Ni2马氏体不锈钢中残余奥氏体可出现滞后相变，在使用过程中可能出现脆性或尺寸不稳定性。

（3）马氏体不锈钢中的铁素体

在马氏体不锈钢中，除α+M双相钢外，不希望铁素体相存在。马氏体不锈钢中铁素体将引入铁素体本身的固有缺点，使钢的强韧性下降。可通过调整钢中的镍当量和铬当量来降低或消除马氏体不锈钢中的铁素体含量，以达到预期的目的。在实际操作时必须同时兼顾 M_s 点的变动所引起的附加影响。需进行调整处理的钢，希望有质量分数约10%的铁素体相存在，以利于在α+γ相界析出 $M_{23}C_6$，降低γ相中的碳和铬，从而达到提高 M_s 点温度的目的。

（4）马氏体不锈钢中的碳化物

在回火的马氏体不锈钢中的碳化物存在类型与回火温度密切相关。

M_3C：在480~650℃回火的马氏体不锈钢中存在。在高于650℃回火，M_3C 消失。

$M_{23}C_6$：在480℃回火时形成，在540℃和540℃以上温度进行回火，$M_{23}C_6$ 成为主体碳化物。

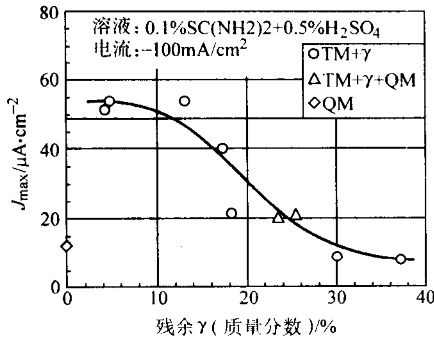


图 13.7-605 残余奥氏体对00Cr13Ni5Mo氢最大渗透速度的影响
γ—残余奥氏体；TM—回火材料；QM—淬火材料

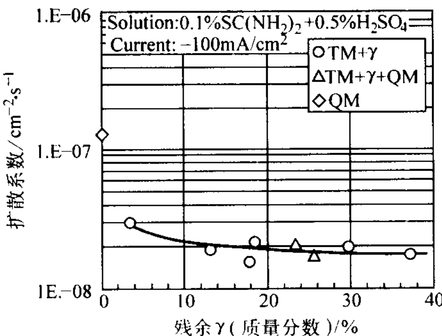


图 13.7-606 残余奥氏体对00Cr13Ni5Mo氢扩散系数的影响
γ—残余奥氏体；TM—回火材料；QM—淬火材料

M_7C_3：约在480℃回火时形成，这种六角形的碳化物严重降低钢的耐蚀性，为保证钢的耐蚀性，应避开 M_7C_3 的析出回火温度（480～650℃）。

(5) 逆转变奥氏体

它是马氏体不锈钢在过回火或过时效过程中的产物，逆变奥氏体的产生将降低钢的强度，但对提高塑韧性是有利的。

马氏体不锈钢，由于具有良好的力学性能和中等程度的耐蚀性以及在低于650℃的良好耐热性，已广泛应用于各工业领域，低碳和中碳马氏体不锈钢，如1Cr13及其改良型，主要用于蒸汽透平、喷气发动机、燃气透平等领域。在石油和石油化工领域此类材料也得到广泛应用。

稍高碳的2Cr13等马氏体不锈钢主要用于刀具，阀门部件，齿轮、滑轮、开关、轴类等机械部件、杆件以及轧辊。高碳马氏体不锈钢（如9Cr18Mo等）的应用领域包括刀具、轴承、外科和牙科器械、刀剪、弹簧、阀门、轴杆类、凸轮等。

马氏体铬不锈钢中主要合金元素是铬，随钢中含铬量的提高，钢的耐蚀性随之提高。钢的力学性能主要取决于钢中的碳含量，为了改善钢强度和硬度以及增强二次硬化效应，有时加入少量的钼。

在铬马氏体不锈钢的基础上加入镍而形成铬镍马氏体不锈钢。由于镍的加入可使低碳的铁-铬合金具有淬透能力，同时由于镍的存在可使低碳（质量分数低于0.15%）马氏体铬不锈钢的铬含量向更高的水平推移，提高了钢的耐蚀性，从而解决了马氏体铬不锈钢为提高其耐蚀性以损失钢的硬度为代价的难题。此外镍的加入也改善了钢的耐还原性介质的能力和提高了钢的塑韧性。

2.3.1 1Cr13

1Cr13是马氏体型不锈钢，它是国际上通用的牌号，美国称AISI410，法国RCC-M为Z10C-13、Z12C-13，日本称SUS410，德国DIN标准中称作X15Cr13。1Cr13钢属于半马氏体型不锈钢，经淬火的组织除马氏体外，尚存在铁素体组织。经淬火和回火处理的1Cr13具有较高的强度、韧性，较好的耐蚀性和冷变形能力，具有良好的减振性能。通常该钢在淬火和回火状态下使用，回火为高温回火和低温回火，应避免在370～560℃的温度回火，以确保钢的良好性能。低温回火可消除淬火过程中形成的内应力，高温回火在保证其良好耐蚀性同时，可获得优良的综合力学性能。1Cr13主要用于对韧性要求较高和具有不锈性的受冲击载荷的部件，如叶片、水压机阀、紧固件、热裂解抗硫腐蚀设备等，亦可制作在常温条件耐弱腐蚀介质腐蚀的设备和部件。在反应堆中主要用于2、3级辅助泵传动轴、蒸发器支撑件、控制棒驱动机构等。

(1) 化学成分

1Cr13钢的化学成分见表13.7-390，反应堆用的1Cr13不锈钢的特殊规定也一并列入此表。

(2) 室温力学性能

不同标准对1Cr13的室温力学性能的规定值见表13.7-391。实测数据见表13.7-392。奥氏体化温度的回火温度对1Cr13钢室温力学性能的影响如图13.7-607所示。热处理工艺制度对不同温度下1Cr13钢冲击值的影响见表13.7-393。

表 13.7-390 1Cr13钢的化学成分 %

国别	标 准	化学成分（质量分数）						
		C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
中国	GB 1220—92	≤0.15	≤1.00	≤1.00	≤0.030	≤0.035	11.50～13.50	—
美国	ASTM A182 S41000	≤0.15	≤1.00	≤1.00	≤0.030	≤0.040	11.50～13.50	≤0.50
法国	RCC—M3302 Z12C13	0.08～0.15	≤1.00	≤1.00	≤0.030	≤0.030	11.50～13.50	≤0.080
法国	RCC—M3203 Z10C13	≤0.10	≤0.5	≤1.00	≤0.030	≤0.030	12.50～14.00	≤1.0

表 13.7-391 不同标准所规定的室温力学性能

产品类型	标 准	热 处 理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬 度	a_K/J·cm^{-2}
棒	GB/T 1220—1992	1 000～1 050℃淬火（油、水冷），700～790℃回火（油、水、空冷）	≥540	≥345	≥25	≥55	HB≤159	≥78
棒、锻材	ASTM A276 A473 A479	热轧加工退火	≥485	≥275	≥20	≥45	—	—
棒材	ASTM A276	冷加工退火	≥485	≥275	≥16	≥45	—	—

续表 13.7-391

产品类型	标 准	热 处 理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬 度	a_K/J·cm^{-2}
棒材	ASTM A276	热轧，中间回火	≥690	≥550	≥15	≥45	—	—
棒材	ASTM A276	热轧，中间回火	≥690	≥550	≥12	≥40	—	—
棒材	ASTM A276	热、冷轧，淬火回火	≥825	≥620	≥12	≥40	—	—
丝	ASTM A580	退火	≥485	≥275	≥20	≥45	—	—
丝	ASTM A580	冷加工退火	≥485	≥275	≥16	≥45	—	—
丝	ASTM A580	冷加工，中间回火	≥690	≥550	≥12	≥40	—	—
管、薄板、带	ASTM A176	退火	≥450	≥205	≥20	—	≤95HRB	—
锻、轧材	RCC—M3 202	950 ~ 1 000℃油淬，600℃回火	730/930	≥590	≥15	— —	201/285 HB	≥50 (L)① ≥35 (T)①
管材	RCC—M3 207	淬火、回火	≥690	≥550	≥18	≥50	12/27HRC	≥50①

① a_{KV} (J/cm²)。

表 13.7-392 1Cr13（截面尺寸≤60 mm）的实测力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	硬度 HB
870℃，120 min 完全退火，以 25℃/h 冷却到 600℃空冷	539	274	35	73	135 ~ 160
925 ~ 1 000℃油淬，230 ~ 370℃回火 120 min	1 280	932	15	60	360 ~ 380
925 ~ 1 000℃油淬，540℃回火 120 min	981	765	20	65	260 ~ 330
925 ~ 1 000℃油淬，600℃回火 120 min	785	617	22	65	210 ~ 250
925 ~ 1 000℃油淬，650℃回火 120 min	716	588	23	68	200 ~ 230
925 ~ 1 000℃油淬，700℃回火 120 min	686	539	25	69	195 ~ 220
925 ~ 1 000℃油淬，760℃回火 120 min	617	412	30	72	170 ~ 195

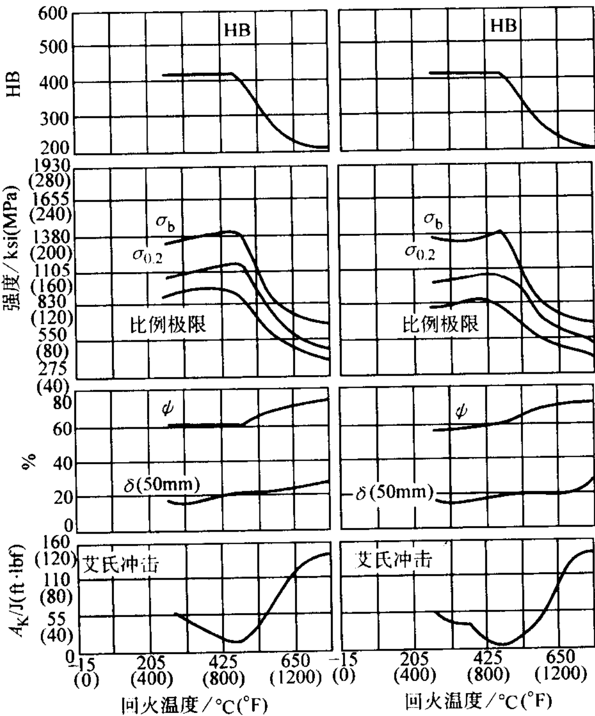


图 13.7-607 奥氏体化温度和回火温度对 1Cr13 钢室温力学性能的影响（回火时间为 2 h）

表 13.7-393 热处理及温度对 1Cr13 钢夏比 V 形缺口冲击吸收功的影响

试验温度/℃	980℃ × 1 h 油淬 + 579℃ × 3 h 空冷 + 593℃ × 2 h 空冷，23HRC A_K/J	982℃ × 1 h 油冷 + 510℃ × 3 h 空冷 + 523℃ × 2 h 空冷，38HRC A_K/J
21	22	11
21	22	12
316	50	26
316	43	26
371	43	25
371	53	30
427	54	22
427	58	25

（3）疲劳和断裂

1Cr13 钢的室温疲劳极限见表 13.7-394，在指定存活率下的 *N-S* 曲线如图 13.7-608 所示。试验用钢化学成分为 0.11C-0.29Mn-0.025P-0.009S-0.25Si-12.78Cr-0.14Ni。试样的热处理工艺为：1 050℃油淬，720℃ × 2 h 空冷回火。

表 13.7-394 指定寿命为 10^7 的 1Cr13 钢的疲劳极限

试样类型	在指定存活率下疲劳极限 σ_{-1}/MPa				
	50%	90%	95%	99%	99.9%
光滑试样 $d = 9.48$ mm	374($S = 12.99$)	358	353	344	334
缺口试样 $d = 9.48$ mm $R = 0.75$ mm	222($S = 9.67$)	209	206	199	192

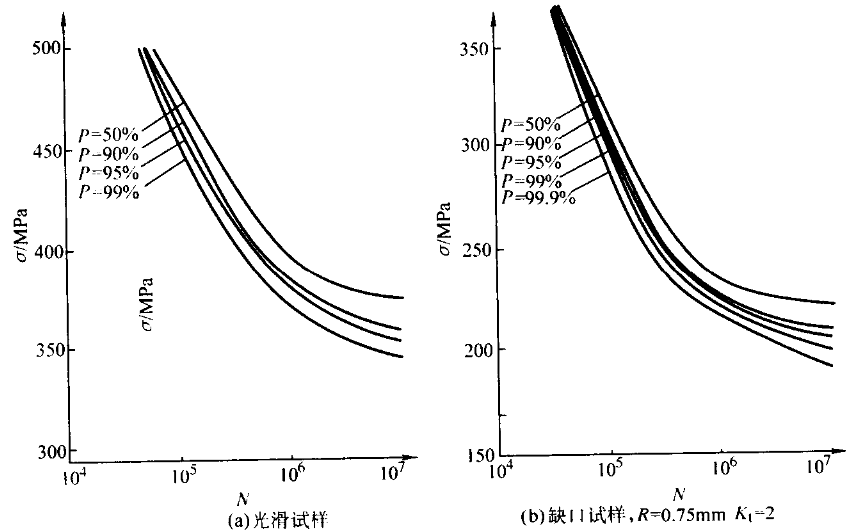


图 13.7-608　1Cr13 钢的 *S-N* 曲线（*P* 为指定存活率）

1Cr13 钢在 NaCl 水溶液中的疲劳行为如图 13.7-609 所示。显然环境的变化对其疲劳寿命产生较大影响。随着溶液中 NaCl 浓度增加，1Cr13 钢的疲劳寿命缩短，如图 13.7-610 所示。

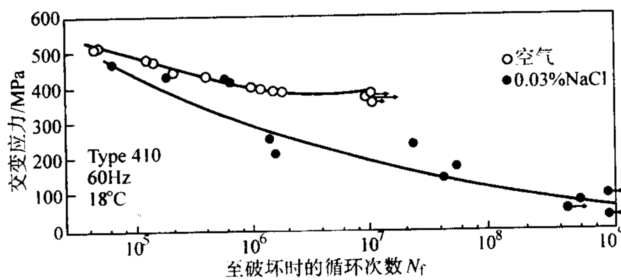


图 13.7-609　1Cr13 钢在空气和 0.03%NaCl 环境中的疲劳行为

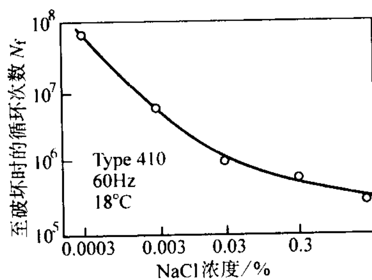


图 13.7-610　NaCl 浓度对 1Cr13 钢在 340MPa 交变负荷下疲劳寿命的影响

(4) 高温瞬力学性能

1Cr13 钢在不同热处理条件下的高温瞬时力学性能见表 13.7-395。随回火温度的提高，1Cr13 钢的强度下降而塑韧性明显提高，见表 13.7-396。

(5) 持久和蠕变性能

1Cr13 钢持久和蠕变性能数据见表 13.7-397 和表 13.7-398。最小蠕变速度和应力关系曲线如图 13.7-611 所示。

(6) 高温度疲劳和介质条件的影响

1Cr13 钢的高温疲劳数据和介质条件对其高温疲劳性能的影响见表 13.7-399 和表 13.7-400。

表 13.7-395　不同热处理制度 1Cr13 钢的高温拉瞬时力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
1 030℃空冷 + 500℃回火空冷	20	1 770 ~ 1 790	1 600 ~ 1 620	2.5	—	—
	400	1 630 ~ 1 670	1 420 ~ 1 450	6.0	—	—
	450	1 540 ~ 1 570	1 320 ~ 1 390	5.0 ~ 6.0	—	—
	500	1 290 ~ 1 310	1 230 ~ 1 270	6.5	—	—
1 080℃空冷 + 600℃回火空冷	20	1 110 ~ 1 140	950	9.2 ~ 10	—	—
	400	900 ~ 940	780 ~ 820	8.3 ~ 10	—	—
	450	790 ~ 810	610 ~ 640	10 ~ 12	—	—
	500	700 ~ 720	570 ~ 590	14.5 ~ 15	—	—
1 030 ~ 1 050℃油淬，750℃回火	20	598	402	22	60	99
	200	529	363	16	60	—
	400	490	363	16	58	196
	500	363	274	18	64	235
	600	225	176	18	70	216
φ16 mm 棒，980℃ × 30 min 油淬 + 28℃ × 2 h 回火，45HRC	21	1 525	1 225	14.5	63.5	
	205	1 475	1 005	11	51	
	315	1 470	961	18	57	
	425	1 340	920	18.5	59	
	480	1 150	835	14	57	
	540	605	565	21.5	81.5	
	595	440	395	25.5	87	
	656	300	270	29.5	96.5	
	750	195	165	34	91.5	

续表 13.7-395

热处理制度	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
φ16 mm 棒，980℃ × 30 min 油淬 + 540℃ × 2 h 空冷，35.5HRC	21	1 085	1 005	13	69.5	
	205	1 050	927	11	69.5	
	315	1 005	838	10.5	65.5	
	415	896	758	12	70	
	540	700	645	16	77.5	
	650	275	260	35	91	
	760	105	90	54	96	
	870	96	66	81	77	
φ16 mm 棒，980℃ × 30 min 油淬 + 605℃ × 2 h 回火，28.5HRC	21	924	807	20	68.5	
	205	817	727	17.5	70.5	
	315	772	689	16.5	67.5	
	425	724	650	17	65.5	
	480	625	585	18.5	74.5	
	540	560	525	22	82	
	595	450	415	25	87	
φ16 mm 棒，980℃ × 30 min 油淬 + 605℃ × 2 h 回火，24.5HRC	21	834	721	21.5	68.5	
	205	741	650	18	69	
	315	696	615	16	70	
	425	635	570	17	68	
	480	585	525	18.5	73.5	
	540	495	470	22.5	81.5	
	595	405	385	25.5	88	
	650	305	280	29	90	

表 13.7-396　回火温度对 1Cr13 钢高温瞬时力学性能的影响（1 010℃ × 30 min 油淬，回火 4 h）

回火温度/℃	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
593	21	931	841	19	69
	260	807	738	17	70
	371	758	696	15	68
	482	669	654	18	72
	593	510	490	21	81
649	21	834	738	21	66
	260	724	669	20	66
	371	696	621	28	64
	482	654	558	19	66
	593	476	427	22	79
704	21	786	648	21	71
	260	627	545	19	73
	371	586	517	18	72
	482	524	469	20	74
	593	379	352	25	84

表 13.7-397　1Cr13 钢的持久强度（1 030 ~ 1 050℃ 油淬，750℃回火空冷）

试验温度/℃	$\sigma_{b/1\,000}$/MPa	$\sigma_{b/10\,000}$/MPa	$\sigma_{b/100\,000}$/MPa
470	294	255	216
500	255	216	186
530	225	186	157

表 13.7-398　1Cr13 钢的蠕变强度

试验温度/℃	$\sigma_{1/10\,000}$/MPa	$\sigma_{1/100\,000}$/MPa
400	121	121
450	103	103
500	93	56
540	76	41
595	34	21
650	21	10

注：热处理同表 13.7-397。

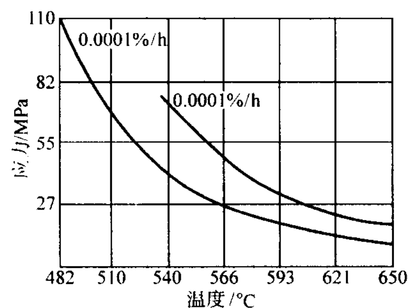


图 13.7-611　最小蠕变速度和应力关系曲线

表 13.7-399　1Cr13 钢的高温度疲劳极限

试验温度/℃	σ_{-1}/MPa	σ_{-1K}/MPa
20	368	183
300	271	115
500	248	105
550	191	100

注：热处理制度 1 030 ~ 1 050℃油淬，680 ~ 700℃回火空冷；疲劳循环次数 10^7。

表 13.7-400　在不同介质中的疲劳极限

介质条件	温度/℃	σ_{-1}(10^7 次)/MPa
在空气中	20	420
在蒸汽和空气的密闭容器中	75	359
在大气压下的蒸汽中	100	372
在 43.8 大气压的蒸汽中	150	379
在 112 大气压的蒸汽中	180	372
在 160 大气压的蒸汽中	370	372
在空气和湿蒸汽混合气中	20	234

注：热处理同表 13.7-397。

(7) 抗氧化和耐蚀性

1Cr13 钢出现强烈氧化的开始温度为 750℃。抗氧化性能见表 13.7-401，1Cr13 钢具有不锈性，在室温稀硝酸及弱有机

酸中也有一定耐蚀性，在某些介质中的耐蚀性见表 13.7-402。在反应堆环境中的腐蚀见表 13.7-403 至表 13.7-406。

表 13.7-401　1Cr13 钢抗氧化性

温度/℃	800	900	1 000	1 100	1 200
在空气中加热 200 h 失重/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	0.5	1.5	14.0	24.0	50.0

表 13.7-402　1Cr13 钢在一些介质中的腐蚀

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	5	20		<0.1
	7	20	720	0.004
	5	沸腾		1.0~3.0
	20	20		<0.1
	20	沸腾		<0.1
	50	20		<0.1
	50	沸腾	24	1.21
	65	20		<0.1
	65	沸腾	24	2.2
	90	20		<0.1
	90	沸腾		<10.1
醋酸	10~50	20~40		0.15~1.0
	10	沸腾		不可用
硫酸	5	20		>10
氢氧化钾	25	沸腾		<0.1
	50	20		<0.1
	50	沸腾		<1.0
柠檬酸	1	20		<0.1
	1	沸腾		<10.0
	25	20	720	0.58
蚁酸	10~50	20		<0.1
	10~50	沸腾		>10.0
氨	溶液或气体	20~100		<0.1
氢氧化钠	20	50		<0.1
	20	沸腾		<1.0
	50	100		1.0~3.0

表 13.7-403　1Cr13 钢在压水堆冷却剂中的腐蚀

温度/℃	样品	气体溶解量/$mL \cdot kg^{-1}$		pH	添加剂	腐蚀率①/$mg \cdot dm^{-2} \cdot M^{-1}$
		O_2	H_2			
316	打磨	<0.05	15~50	8~9.5	NH_4OH	60
316	供货态	除气	除气	7		27
316	供货态	除气	除气	8~9	NH_4OH	17
204~316	—	—	—	7~10		60
260	—	—	100	6~9	0.7~4.22 g/L H_3BO_3	-53（未脱膜）

① 脱膜样品。

表 13.7-404　1Cr13 钢在压水堆冷却剂中金属向水中的转移速率

温度/℃	样品	气体溶解量/$mL \cdot kg^{-1}$		pH	添加剂	腐蚀率①/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
		O_2	H_2			
316	1/0 金刚砂抛光	<0.02	27	5.8	$1\,600 \times 10^{-6}$ H_3BO_3	81
316	1/0 金刚砂抛光	0.03	31	6.1	$3 \times 10^{-6} H_3BO_3$	50
316	1/0 金刚砂抛光	<0.02	27	—	$1 \times 10^{-6}LiOH$	41
204~316	1/0 金刚砂抛光	0.05	30	7.9	$2 \times 10^{-6}LiOH$ $12 \times 10^{-6}H_3BO_3$	36

① 脱膜样品。

表 13.7-405　1Cr13 在压水堆冷却剂中堆内腐蚀

样品	中子积分通量	温度/℃	气体溶解量/$mL \cdot kg^{-1}$		pH	添加剂	腐蚀速度①/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
			O_2	H_2			
—	7.5×10^{16}	305	—	500	11	—	143
打磨	1.4×10^{16}	316	<0.3-1	25	4.5-9.5	MH_3，HNO_3	35

① 脱膜样品。

表 13.7-406　1Cr13 钢在等温条件下钠中的腐蚀

温度/℃	动态	静态	暴露时间/h	质量变化速率/$mg \cdot dm^{-2} \cdot 月^{-1}$
250		×	1 000	-7
510	×		—	<-10
593	×		1 000	+38
593		×	1 000	+35
704	×			-40

(8) 热处理及组织结构

临界点（近似值）：见表 13.7-407。

表 13.7-407　1Cr13 钢的临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
730	850	820	700	340

等温转变曲线：0.10C-12.4Cr 1Cr13 钢的奥氏体化温度为 980℃的等温转变曲线如图 13.7-612 所示。

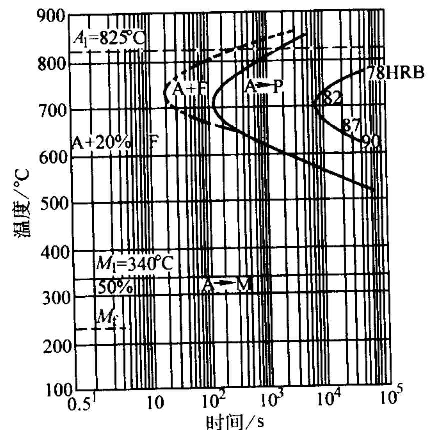


图 13.7-612　1Cr13 钢的等温转变曲线

热处理工艺：表 13.7-408。

表 13.7-408 1Cr13 钢的热处理工艺

项 目	退 火	淬 火	回 火
加热温度/℃	750～800	1 000～1 050	700～790
冷却条件	炉冷至 500℃，出炉空冷	油或水冷	油、水或空冷

冶金厂通常以退火状态交货，以便最终用户加工制造。在制造厂的最终热处理为淬火并高温回火，其组织为回火索氏体和少量铁素体。回火温度的选择视其使用要求而定，可参阅图 13.7-607。

(9) 工艺性能

1Cr13 钢的冷塑性及深冲性、抛光性和切削加工性能良好，板材的深冲度与其厚度有关，板材愈厚深冲度愈高。1Cr13 钢的热加工温度以 850～1 200℃为宜，随后需灰冷或砂冷。1Cr13 钢具有良好的焊接性能，其焊接性能与 0Cr13 钢相近，可采用 0Cr13 或奥 107、奥 207 的焊条焊接，为防止焊接接头的冷裂纹，焊前应该预热，预热温度为 200～300℃，焊后经 700～750℃热处理可获得良好的性能，选用奥氏体焊接材料焊接，焊后可不进行热处理。应该强调的是，当焊后焊缝需进行切削加工时应进行退火处理。

(10) 物理性能

1Cr13 钢的物理性能见表 13.7-409。

(11) 应用

1Cr13 钢主要用于抗弱腐蚀介质，并要求具有较高韧性及受冲击负荷的零部件，例如汽轮机叶片、水压机阀、结构架、螺栓、螺帽等。在反应堆环境中，主要用于 2、3 级辅助泵传动轴、蒸发器支承件、控制棒驱动机构等。

2.3.2 2Cr13

2Cr13 钢是马氏体型不锈钢，其主要性能类似 1Cr13 钢。由于碳含量较高，其强度、硬度高于 1Cr13 钢，而韧性和耐蚀性略低。热处理后经抛光，在弱腐蚀介质（如盐水溶液、硝酸及某些浓度不高的有机酸食品生产介质）中，温度不高

表 13.7-409 1Cr13 钢的物理性能

密度/g·cm^{-3}	7.77		熔点/℃		1 430	
项目	室温	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃
弹性模量 E/GPa	216	212	206	199	190	178
切变模量 G/GPa	84.1	82.6	80.1	76.6	73.8	69.3
泊松比 μ	0.28	0.28	0.28	0.29	0.29	0.29
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	—	25.5	28.0	28.6	29.2	30.6
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	—	435	486	519	544	548
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	11.3	11.5	11.8	12.0	12.2

（大约 30℃以下）的条件下，具有良好的耐蚀性。在淡水、海水、蒸汽、潮湿大气条件下亦表现出良好的可用的耐蚀性。在硫酸、盐酸、热硝酸、熔融碱等介质中耐蚀性较差。此外，2Cr13 钢在 700℃以下具有足够的强度、热稳定性和良好的减振性。2Cr13 钢主要用于制造承受高应力负荷的零件，例如汽轮机叶片、热油泵轴和轴套、叶轮、水压机阀片等，亦可用于造纸工业和医疗器械以及日用消费领域的刀具、餐具等。

(1) 化学成分

2Cr13 钢的化学成分见表 13.7-410。

表 13.7-410 2Cr13 的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0.16～0.25	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	12.00～14.00	≤0.60

(2) 室温力学性能

2Cr13 钢的室温力学性能见表 13.7-411。热处理与室温力学性能的关系如图 13.7-613～图 13.7-615。

(3) 疲劳和断裂韧性

表 13.7-411 2Cr13 的室温力学性能

热处理制度	HB①	σ_b/MPa	$R_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	备 注
退火：800～900℃，缓冷或 750℃快冷 淬火：920～980℃，油冷 回火：600～750℃，快冷	≤223	≤635	≤440	≤20	≤50	≤63	GB/T 1220—1992
1 000～1 050℃淬火（油、水冷） 600～700℃回火	126/197	647/1 133	441/456	16/33.6	55/78	63/209	
860℃退火	—	490	245	22	65	70	实测值，钢材截面尺寸≤60 mm
1 050℃空淬，500℃回火	—	1 230	932	7	45	39	
1 050℃空淬，600℃回火	—	834	637	10	55	55	
1 050℃空淬，660℃回火	—	849	696	19.0	63.5	102	
1 000℃×30 min 油冷 700℃×3 h 回火空冷	—	747	563	22	64	96.8	
1 050℃油淬，770℃回火	—	805	686	18	66.5	117.6	

① 退火后的硬度。

2Cr13 钢的室温旋转弯曲疲劳性能示于表 13.7-412 和图 13.7-616，图 13.7-617。

2Cr13（1 000℃油淬，700 ℃回火）的高温疲劳和腐蚀疲劳行为分别见图 13.7-618 和图 13.7-619。2Cr13 钢光滑和缺口试样的弯曲疲劳极限见表 13.7-413。

2Cr13 钢的疲劳裂纹扩展速率和疲劳裂纹扩展门槛值的测室结果见表 13.7-414 和表 13.7-415。试样为 11 mm×44 mm 紧凑拉伸试样。

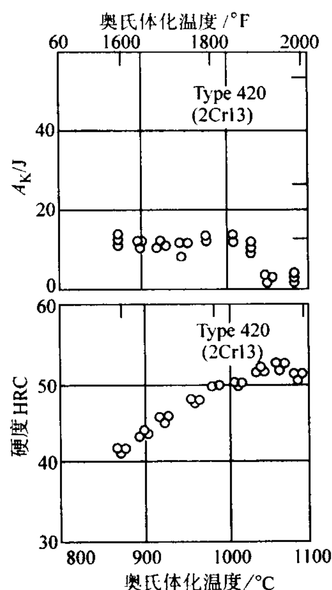


图 13.7-613 奥氏体化温度对 2Cr13 钢室温硬度和冲击吸收功的影响

（试样经 480℃ × 4 h 回火）

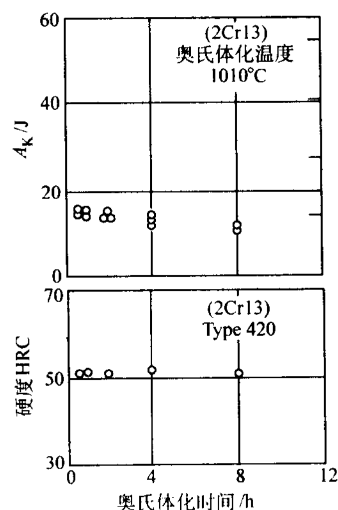


图 13.7-614 奥氏体化保温时间对 2Cr13 钢室温硬度和冲击吸收功的影响

（试样经 480℃ × 4 h 回火）

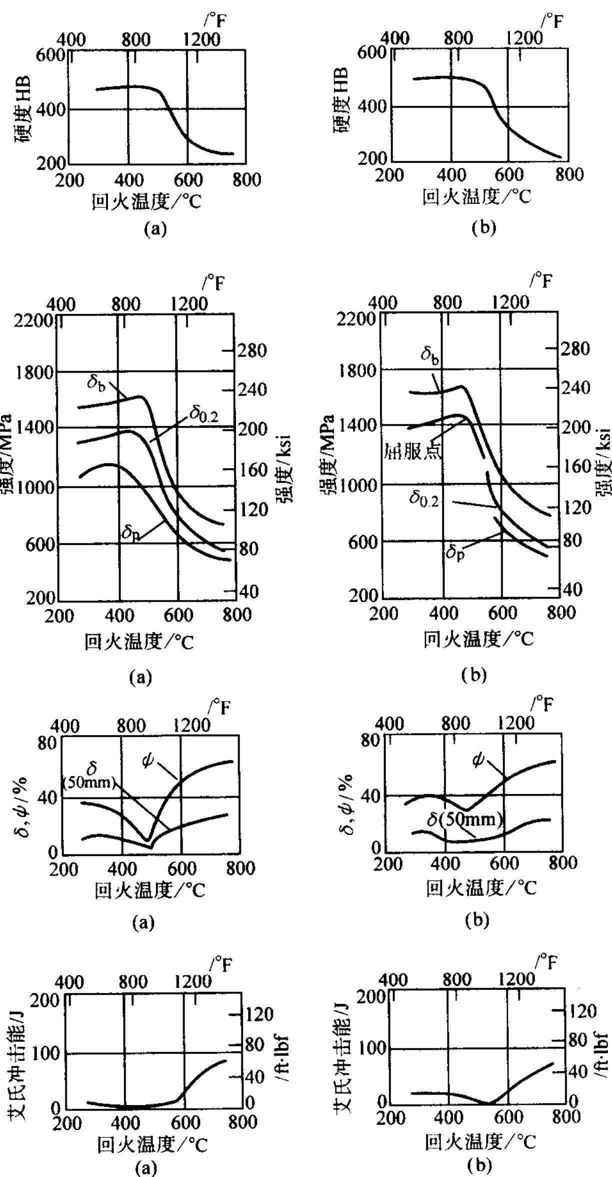


图 13.7-615 热处理对 2Cr13 钢室温力学性能的影响

（175℃ × 15 min 二次消除应力，回火时间 2 h）

（a）925℃ × 30 min 油淬到 65 ~ 95℃

（b）1 040℃ × 30 min 油淬到 65 ~ 95℃

2Cr13 钢的 J_R 阻力曲线的测试结果见表 13.7-416 和图 13.7-620，试样为 20 mm × 24 mm × 96 mm 三点弯曲试样。

不同热处理状态的 2Cr13 钢的断裂韧性和 SCC 的门槛值见表 13.7-417。

表 13.7-412 2Cr13 钢（1 000℃油淬，700℃回火）的疲劳极限

试样形状	指定存活率下的疲劳极限 σ_{-1}/MPa				
	50%	90%	95%	99%	99.9%
圆柱形	374(S = 13.8)	356	351	342	331
缺口 R = 0.75 mm, K_t = 2	209(S = 10.5)	195	191	184	176

注：指定寿命 10^7。

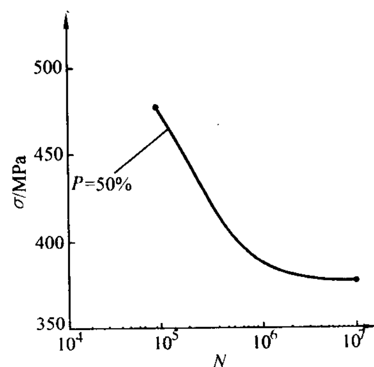


图 13.7-616 2Cr13 钢光滑试样的 *P-S-N* 曲线

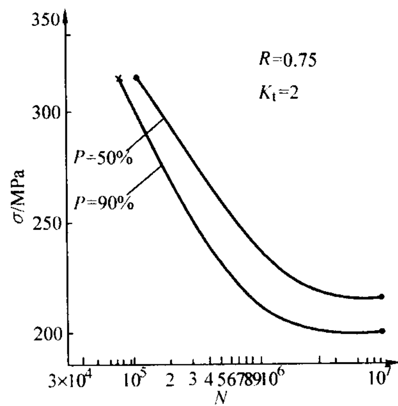


图 13.7-617 2Cr13 钢缺口试样的 P-S-N 曲线

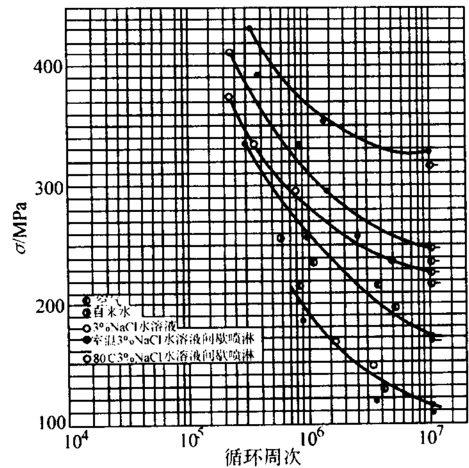


图 13.7-619 2Cr13 钢腐蚀疲劳曲线

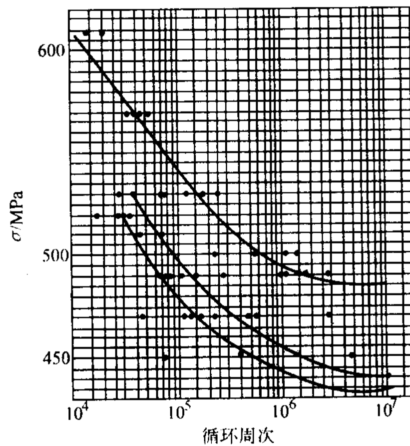


图 13.7-618 2Cr13 钢高温旋转弯曲疲劳 S-N 曲线
（曲线自上而下分别为室温、250℃和350℃）

表 13.7-413 2Cr13 的弯曲疲劳极限（10^7）

热 处 理	温度 /℃	光滑 σ_1 /MPa	缺口 σ_{-1} /MPa
1 020～1 050℃油淬 +700～720℃回火	20	363	235
	200	343	216
	300	314	196
	400	304	167
	500	235	127
淬火+回火后 经喷丸强化处理	20	392	284
	300	363	235
	400	314	226
1 000℃ 36 min 油淬，700℃ 3 h 空冷	20	372	—
	200	343	—
	300	323	—
	400	323	—
	500	294	—
1 100～1 200℃油淬，680℃回火	—	314	—
1 000～1 050℃油淬，680℃回火	—	372	—

表 13.7-414 2Cr13 钢疲劳裂纹扩展速率

a/mm	12.48	12.92	13.42	14.04	14.69	15.38	16.21	16.82	17.49
$N/10^3$	40	80	120	160	200	240	280	310	340
a/mm	18.17	18.99	19.75	20.36	21.05	21.73	22.61	23.27	24.00
$N/10^3$	370	400	425	445	465	485	505	520	535
a/mm	24.76	11.35	11.89	12.40	12.94	13.54	14.22	14.91	15.71
$N/10^3$	550	40	80	120	160	200	240	280	320
a/mm	16.60	17.05	17.55	18.05	18.65	19.28	19.92	20.77	21.58
$N/10^3$	360	380	400	420	440	460	480	505	525
a/mm	22.42	11.90	12.34	12.81	13.29	13.86	14.52	15.18	16.00	16.82
$N/10^3$	545	40	80	120	160	200	240	280	320	360
a/mm	17.70	18.33	19.00	19.77	20.60	21.32	22.11	22.69	23.34	24.07
$N/10^3$	393	421	446	471	496	516	536	551	566	581

注：1. 三试样数据计算结果 $da/dN = 1.292\,9 \times 10^{-8}$ $(\Delta K)^{2.790\,3}$（上限值）；$da/dN = 1.739 \times 10^{-8}$ $(\Delta K)^{2.790\,3}$（下限值）；$da/dN = 1.568 \times 10^{-8}$ $(\Delta K)^{2.790\,3}$（平均值）。
2. 最大剩余标准差 $S_{ymax} = 2.254 \times 10^{-2}$。

表 13.7-415 2Cr13 钢疲劳裂纹扩展门槛值

ΔP/kN	6.74	6.07	5.46	4.91	4.42	3.98	3.58	3.22	2.90	2.61	2.35	2.17
Δa/mm	0.54	0.51	0.51	0.51	0.51	0.54	0.50	0.50	0.53	0.55	0.51	0.08
$\Delta N/10^3$	38	40	43	78	88	152	184	775	835	4 222	4 637	5 010
ΔP/kN	6.74	6.07	5.46	4.91	4.42	3.98	3.58	3.22	2.90	2.61	2.35	2.17
Δa/mm	0.50	0.51	0.54	0.51	0.50	0.51	0.56	0.51	0.53	0.54	0.59	0.44
$\Delta N/10^3$	26	33	40	43	62	216	308	393	653	865	1 951	5 008
ΔP/kN	6.74	6.07	5.46	4.91	4.42	3.98	3.58	3.22	2.90	2.61	2.35	
Δa/mm	0.50	0.51	0.52	0.50	0.51	0.55	0.50	0.50	0.58	0.50	0.17	
$\Delta N/10^3$	61	90	112	124	126	170	176	239	3 111	3 296	5 461	

计 算 结 果

试 样 号	1	2	3
ΔP_{K-1}/kN	2.61	2.35	2.35
ΔP/kN	2.35	2.17	2.17
a_{K-1}/mm	14.93	15.53	16.45
a_K/mm	15.20	15.61	16.89
$\Delta K_{K-1}/\mathrm{MPa\cdot m^{1/2}}$	7.15	6.63	6.97
$\Delta K_K/\mathrm{MPa\cdot m^{1/2}}$	6.53	6.03	6.42
$\Delta K_{th}=\dfrac{\Delta K_{K-1}+\Delta K_{K-1}}{2}/\mathrm{MPa\cdot m^{1/2}}$	6.84	6.33	6.70

注：三试样平均值$\overline{\Delta K_{th}}=6.62\ \mathrm{MPa\cdot m^{1/2}}$。

表 13.7-416 J_R 阻力曲线

Δa/mm	0.07	0.17	0.17	0.20	0.27	0.30	0.35	0.41
$J/\mathrm{N\cdot mm^{-1}}$	102.02	176.01	180.74	185.22	22.17	230.1	236.28	269.5

注：线性回归方程 $J_R=122.68+348.49\Delta a\pm6.264$ (N/mm)；$J_i=147.49$ (N/mm)；$J_{0.05}=164.84$ (N/mm)；$J_{0.2}=217.17$ (N/mm)。

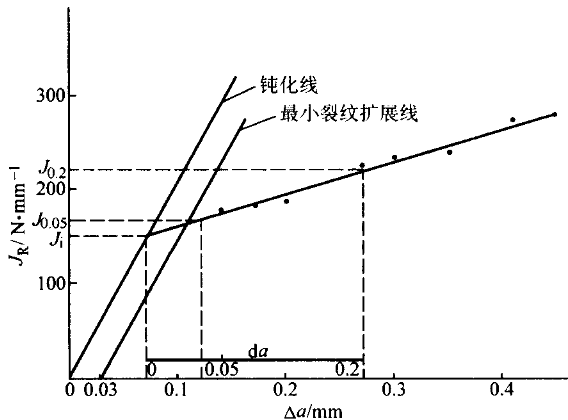


图 13.7-620 2Cr13 的 J_R 阻力曲线

表 13.7-417 2Cr13 钢的断裂韧性 K_{IC} 及 K_{ISCC}

热处理状态		平均硬度 HV	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	K_{ISCC} (50% NaCl) /MPa·m$^{1/2}$
淬火	回火/℃			
油淬	250	465	62.4	25.8
马氏体等温淬火，油冷	250	425	35.5	25.3
马氏体等温淬火，空冷	250	305	48	23.1
油淬	450	365	49.7	18.2
马氏体等温淬火，油冷	450	435	45.1	17.0
马氏体等温淬火，空冷	450	402	40.4	17.0
油淬	650	267	83	73.4
马氏体等温淬火，空冷	650	251	78	66.5

(4) 高温力学性能

2Cr13 钢的高温瞬时拉伸性能见表 13.7-418。

表 13.7-418 2Cr13 钢的高温瞬时拉伸性能

热处理	温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
1 000℃ 30 min 油冷 +700℃ 3 h 回火	250	541	672	18	68	—
	350	505	626	17	64	—
	450	473	544	16	67	—
1 050℃油淬，720℃回火	200	691	784	16	64	125.6
	300	647	764	14	62	123.2
	400	627	735	14	60	117.6
	500	529	568	20	76	109.6
	600	314	343	30	89	124
	700	147	176	34	93	145.6
1 000～1 020℃油淬，720～750℃回火	300	392	544	18.0	66.0	94.4
	400	397	519	16.5	58.5	160.8
	450	372	485	17.5	57.0	188
	470	412	485	22.5	71.0	196
	500	358	431	32.5	75.0	174.4
	550	279	341	36.5	83.5	

2Cr13 钢的持久和蠕变性能见表 13.7-419 和表 13.7-420。

表 13.7-419 2Cr13 钢的持久强度

热处理制度	温度/℃	持久强度/MPa		
		$\sigma_{b/1\,000}$	$\sigma_{b/10\,000}$	$\sigma_{b/100\,000}$
1 000～1 020℃空冷，720～750℃回火	450	323	290	255
	470	255	211	186
	500	225	191	157
	530	157	103	74.5

表 13.7-420　2Cr13 的蠕变性能

热处理	温度/℃	蠕变极限/MPa					
		$\sigma_{0.2/10\,000}$	$\sigma_{0.5/10\,000}$	$\sigma_{1/10\,000}$	$\sigma_{0.1/10\,000}$	$\sigma_{0.5/100\,000}$	$\sigma_{1/100\,000}$
1 000～1 020℃空冷，720～750℃回火	450	177	265	—	—	—	—
	475	118	—	—	—	—	—
	500	68	108	157	—	—	—
	550	39	49	69	—	—	—
950～1 000℃油淬，640～700℃回火，空冷	450	—	—	—	188	88	127
	475	—	—	—	—	49	78
	500	—	—	—	49	29	49
	550	—	—	—	29	20	29

(5) 耐蚀性

2Cr13 钢的耐蚀性能见表 13.7-421。钢的腐蚀疲劳性能如图 13.7-621 所示。

表 13.7-421　2Cr13 的耐蚀性

介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}
硝酸	5	20	<0.1
	5	沸腾	3.0～10.0
	20	20	<0.1
	20	沸腾	1.0～3.0
	50	20	<0.1
	50	沸腾	<3.0
	65	20	<0.1
	65	沸腾	3.0～10.0
	90	20	<0.1
	90	沸腾	<10.0
硼酸	50～饱和溶液	100	<0.1
醋酸	1	90	<0.1
	5	20	<0.1
	5	沸腾	>10.0
	10	20	<0.1
	10	沸腾	<10.0
二氧化碳、碳酸	干或湿	<100	<0.1
酒石酸	10～50	20	<0.1
	10～50	沸腾	<0.1
柠檬酸	1	20	<0.1
	20	沸腾	<10.0
蚁酸	10～50	20	<0.1
	10～50	沸腾	>10.0
氨	溶液与气体	20～100	<0.1
硝酸铵	约 65	20	0.001
	约 65	125	1.4
氯化氨	饱和溶液	沸腾	<10.0
氢氧化钠	20	50	<0.1
	20	沸腾	<1.0
	30	100	<1.0
	50	100	1.0～3.0
	熔融	318	>10.0
硝酸钾	25～50	20	<0.1
	25～50	沸腾	<10.0
硫酸钾	10	20	0.07
	10	沸腾	1.2

续表 13.7-421

介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}
重铬酸钾	25	20	<0.1
	25	沸腾	>10.0
氯酸钾	饱和溶液	100	<0.1

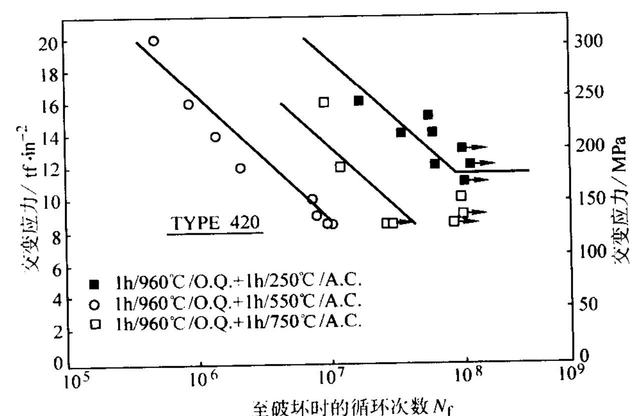


图 13.7-621　2Cr13 钢在 20℃，3%NaCl 溶液中的疲劳性能

(6) 工艺性能

1) 热加工　钢的热加工性能良好，适宜的热加工温度区间为 850～1 200℃，热变形终了应采用砂冷或及时退火，热加工的升温操作应缓慢，在低于 850℃时应缓慢加热，冷装炉温度≤800℃。

2) 冷加工　冷加工性能良好，可进行冷轧、冷冲压、深拉等加工操作，若为消除应力退火则可采用 730～780℃回火。

3) 热处理　2Cr13 的热处理工艺见表 13.7-422。

表 13.7-422　2Cr13 钢的热处理工艺

项目	软化退火	完全退火	淬火	回火
加热温度/℃	750～800，炉冷	860～900，炉冷	1 000～1 050，油或水冷	660～770，油、水或空冷

4) 焊接　2Cr13 钢焊后硬化倾向大，易出现裂纹，若用 Cr202、Cr207 焊条焊接，焊前需经 250～350℃预热，焊后需经 700～750℃回火；若用奥 107、奥 207 焊条焊接，可不进行焊后热处理。

(7) 物理性能

2Cr13 钢的物理性能和衰减性能见表 13.7-423。

表 13.7-423 2Cr13 钢的物理性能

密度/g·cm^{-3}	7.75	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 403		817	893	743	671

项 目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	223	219	214	209	199	185	—	—
切变模量 G/GPa	85.8	83.2	79.5	77.9	74.5	69.4	—	—
泊松比 μ	0.297	0.315	0.346	0.342	0.337	0.337	—	—
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	—	(150℃) 26.8	27.2	27.2	27.6	27.6	28.0	—
热扩散率 a/m^2·s^{-1}	—	(150℃)6.5×10^{-8}	6.4×10^{-8}	5.8×10^{-8}	5.5×10^{-8}	5.0×10^{-8}	—	—
电阻率 ρ/nΩ·m	—	(150℃) 679	720	796	873	951	1 030	—
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	—	(150℃) 536	544	599	645	716	—	—
线（膨）胀系数（与20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	10.8	11.1	11.4	11.7	12.0	12.2	12.4

衰 减 性 能

应力 σ/MPa	对数衰减率	应力 σ/MPa	对数衰减率
45.86	0.435×10^2	73.60	0.641×10^2
54.78	0.487×10^2	74.77	0.764×10^2
58.51	0.575×10^2	76.25	0.745×10^2
58.80	0.539×10^2	145.24	1.238×10^2
63.11	0.582×10^2	172.68	1.508×10^2
64.58	0.608×10^2		

(8) 应用

经热处理后的 2Cr13 钢，可用于承受较高应力的零部件，例如蒸汽透平机后几级及低温段长叶片、阀、阀件、热裂设备，紧固件等。亦大量应用于造纸工业刀具，食品加工机械及餐具。

2.3.3 3Cr13

3Cr13是碳含量较高的马氏体不锈钢，较 1Cr13 钢和 2Cr13 钢具有更高的强度、硬度和更好的淬硬性，但此钢的耐蚀性和 700℃以下的热稳定性不如 1Cr13 钢和 2Cr13 钢。3Cr13 钢主要用于高强度部件，以及承受高应力载荷并存在某些腐蚀介质的条件下工作的磨损件。在测量器械、医用钳子等方面也得到广泛应用。此钢不宜焊接。

(1) 化学成分

3Cr13 钢的化学成分见表 13.7-424。

表 13.7-424 3Cr13 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	备注
0.26～0.35	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	12.00～14.00	≤0.60	GB/T 1220—1992

(2) 室温力学性能

3Cr13 钢的室温力学性能的标准规定值和实测结果见表 13.7-425。

(3) 疲劳和断裂韧性

表 13.7-425 3Cr13 钢的室温力学性能

热处理制度	退火后硬度 HB	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HRC (HB)①	A_K/J
退火：800～900℃，缓冷或750℃快冷 淬火：920～980℃，油冷 回火：600～700℃，快冷	≤235	≥735	≥540	≥12	≥40	(≥217)	≥24 GB 1220—92
1 000～1 050℃淬火 200～300℃回火	—	—	—	—	—	≥48 (≤207)	GB 1220
1 000～1 050℃淬火 200～300℃回火	—	—	—	—	—	48～60 (131～207)	—
860℃退火	—	539	294	20	60	—	56
1 000℃空冷，650℃回火	—	947	701	16	52.3	—	44
950℃油淬，600℃回火	—	842	672	19	57	(256)	60

① 括号内的硬度为退火或高温回火的布氏硬度值。

950℃油淬，600℃回火的 3Cr13 钢的弯曲疲劳性能示于表 13.7-426、表 13.7-427 和图 13.7-622。

表 13.7-426 具有指定存活率的疲劳极限

试样形状	指定存活率下的疲劳极限 σ_{-1}/MPa				
	50%	90%	95%	99%	99.9%
圆柱形 ϕ9.48 mm×162 mm	370 (S=12.82)	354	349	341	331

注：指定寿命 10^7。

表 13.7-427 具有指定存活率的疲劳寿命 N_p
（圆柱形试样）

疲劳寿命/10^3 \ 应力/MPa 存活率/%	σ_1 560	σ_2 490	σ_3 430	σ_4 395	a_p	b_p
N_{50}	29.5	102.4	345.6	762.0	30.068 6	−9.314 8
N_{90}	16.9	61.1	214.6	485.3	30.651 0	−9.614 5
N_{95}	14.5	52.8	187.5	427.1	30.816 0	−9.699 4
N_{99}	10.8	40.2	145.5	336.1	31.125 1	−9.858 5
$N_{99.9}$	7.7	29.5	109.6	256.9	31.473 2	−10.037 5
备注	$\lg N_p = a_p + b_p \lg\sigma \quad \sigma_1 \geqslant \sigma \geqslant \sigma_4$					

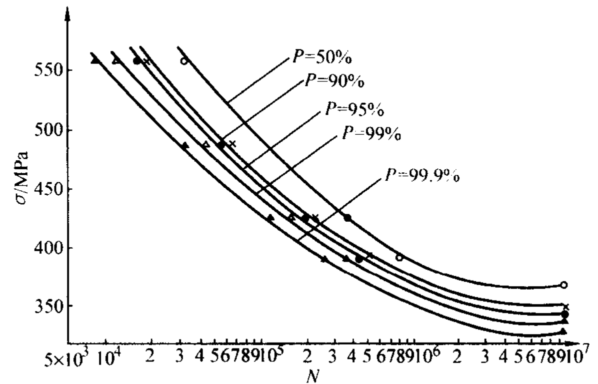


图 13.7-622 3Cr13 钢光滑试样 P-S-N 曲线

950℃淬火、600℃回火的 3Cr13 钢的疲劳裂纹扩展速率和疲劳裂纹扩展门槛值见表 13.7-428 和表 13.7-429。

950℃油淬，600℃回火的 3Cr13 钢的 J_{1C}测定结果列于表 13.7-430。

(4) 高温力学性能

3Cr13 钢的高温瞬时拉伸性能和蠕变性能分别见表 13.7-431 和表 13.7-432。

(5) 抗松弛性能

3Cr13 钢的抗松弛性能见表 13.7-433。

表 13.7-428 3Cr13 钢的疲劳裂纹扩展速率
（试样尺寸：9 mm×60 mm，紧凑拉伸试样。应力比 R=0.1，频率 f=140Hz，P_{max}=6.8 kN）

σ/mm	17.57	18.07	18.57	19.07	19.57	20.07	20.57	21.07	21.57	22.07
$N/10^3$	110	248	321	379	441	496	543	591	637	684
σ/mm	22.57	23.07	23.57	24.07	24.57	25.07	25.57	26.07	26.57	
$N/10^3$	729	776	819	869	901	929	949	966	988	
a/mm	17.18	17.83	18.40	18.90	19.62	20.19	20.69	21.19	21.69	22.19
$N/10^3$	46	91	134	180	216	238	275	301	328	343
a/mm	22.69	23.19	23.69	24.19	25.03	25.53	26.03	26.53	27.03	27.83
$N/10^3$	354	367	372	387	399	411	419	425	433	441

a/mm	14.84	15.34	15.84	16.34	16.84	17.34	17.84	18.34	18.84	19.34	19.84	20.3
$N/10^3$	56	105	151	211	271	315	361	409	456	505	556	605
a/mm	20.84	21.34	21.84	22.34	22.84	23.34	23.84	24.34	24.84	25.34	25.84	
$N/10^3$	651	695	739	760	775	788	802	816	830	842	853	

注：三试样数据处理后得 $da/dN = 3.519\,3\times10^{-11}\ (\Delta K)^{4.94}$；$S_{ymax}$=0.239 9。

表 13.7-429 3Cr13 钢的疲劳裂纹扩展门槛值
（试样尺寸：9 mm×60 mm，紧凑拉伸试样，应力比 R=0.1，频率 f=140 Hz）

试验数据												
ΔP/kN	0.94	0.84	0.76	0.68	0.65	0.55	0.50	0.45	0.40	0.36	0.33	0.29
Δa/mm	0.50	0.55	0.50	0.50	0.52	0.50	0.50	1.05	0.50	0.50	0.47	0.07
$\Delta N/10^3$	69	94	110	151	563	286	393	344	216	314	396	1 120
ΔP/kN	0.94	0.84	0.76	0.68	0.65	0.55	0.50	0.45	0.40	0.36	0.33	0.29
Δa/mm	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.48	0.50	0.50	0.50	0.31	0.22	0
$\Delta N/10^3$	55	86	98	92	140	390	243	377	722	1 043	1 000	1 018
ΔP/kN	0.94	0.84	0.76	0.68	0.65	0.55	0.50	0.45	0.40	0.36	0.33	0.29
Δa/mm	0.83	0.50	0.50	0.45	0.50	0.50	0.50	0.45	0.60	0.48	0.46	0.06
$\Delta N/10^3$	48	39	42	57	109	115	278	449	360	251	241	1 007

续表 13.7-429

计 算 结 果			
试 样 号	1	2	3
ΔP_{k-1}/kN	2.94	2.94	2.94
ΔP_k/kN	2.65	2.65	2.65
a_{k-1}/mm	17.16	18.66	18.13
a_k/mm	17.16	18.73	18.19
ΔK_{k-1}/MPa·m$^{1/2}$	6.44	6.87	6.72
ΔK_k/MPa·m$^{1/2}$	5.80	6.20	6.06
$\Delta K_{th}=\frac{\Delta K_{-1}+\Delta K_k}{2}$/MPa·m$^{1/2}$	6.12	6.54	6.39

注：三试样平均值$\overline{\Delta K_{th}}=6.35$ MPa·m$^{1/2}$。

表 13.7-430 3Cr13 钢的 J_{IC} 值

（试样尺寸：15 mm×18 mm×72 mm，三点弯曲试样）

P_{max}/kN	19.1	20.4	22.3	22.1	23.5
$\overline{a}$/mm	9.16	8.28	8.42	8.60	8.26
J_{Ic}/N·mm^{-1}	50.8	42.4	53.3	55.4	56.1

注：$\overline{J_{Ic}}=51.6$（N/mm），最大偏差为 9.2（N/mm）。

表 13.7-431 3Cr13 钢的高温瞬时拉伸性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
1 000℃空冷，650℃回火	20	942	696	16	52	39.2
	200	814	657	14	57	102.4
	400	706	568	12	52	125.6
	500	608	527	14	54	125.6
	600	451	412	21	80	125.6

表 13.7-432 3Cr13 钢的蠕变强度

热处理制度	温度/℃	$\sigma_{1/100\,000}$/MPa
1 000℃空冷，650℃回火	400	132
	450	83.4

表 13.7-433 3Cr13 的抗松弛性能（正火+回火）

试验温度/℃	动应力/MPa	经下列时间（h）后的剩余应力/MPa				
		100	500	1 000	3 000	5 000
450	294	137	118	108	98	88
450	196	108	88	78.5	68.7	59

（6）耐蚀性及抗氧化性能

3Cr13 钢在室温的稀硝酸以及弱的有机酸中具有一定的耐蚀性，但不及 1Cr13 钢和 2Cr13 钢。3Cr13 钢在 750℃以下具有稳定的抗氧化性能。

（7）工艺性能

1）热加工 3Cr13 钢的热加工温度范围为 850～1 200℃，适宜的热加工加热温度为 1 160～1 200℃，在 850℃以前应缓慢加热，冷装炉炉温应小于 800℃。热加工后缓冷或及时退火。

2）冷加工 3Cr13 钢的冷加工性较差，不推荐冷加工操作，但 3Cr13 钢可生产冷拉材、冷轧板带和丝材。

3）热处理 3Cr13 钢的热处理制度和等温转变曲线见表 13.7-434 和图 13.7-623。

表 13.7-434 3Cr13 钢的热处理工艺

项目	退火	淬火	回火
加热温度/℃	750～800，炉冷	1 000～1 050，油或水冷	200～300，空冷

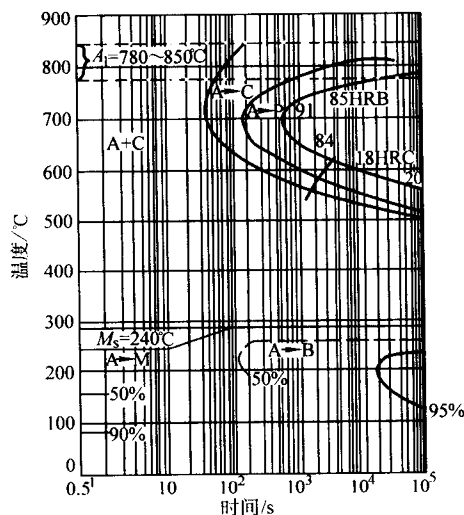


图 13.7-623 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C0.25，Si0.37，Mn0.29，Cr13.4，Ni0.13；奥氏体化温度 980℃

（8）物理性能

3Cr13 钢的物理性能见表 13.7-435。

表 13.7-435 3Cr13 钢的物理性能

密度/g·cm^{-3}	7.74	临界点/℃		A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 365			800	836	742	699
项 目 \ 温度/℃		室温	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa		222	218	212	204	195	183
切变模量 G/GPa		86.0	84.5	81.7	79.2	74.3	70.6
泊松比 μ		0.29	0.29	0.29	0.29	0.31	0.30
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		—	24.6	28.5	28.6	28.9	28.2
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		—	473	502	531	544	553
线胀系数(与20℃之间)α_l/10^{-6}K^{-1}		—	10.21	10.78	11.13	11.46	11.67

(9) 应用

3Cr13 钢主要应用于承受高载荷的结构件以及承受高应力机械载荷并存在腐蚀介质的磨损件，例如在 300℃以下工作的刀具、弹簧；400℃以下工作的轴、螺栓、阀门、轴承等。

3.3.4 4Cr13

4Cr13 钢是 Cr13 型马氏体不锈钢中碳含量较高的钢种，主要性能和用途类似于 3Cr13 钢。由于碳含量较高，热处理后的强度和硬度均较高，塑韧性相对较低。

(1) 化学成分

4Cr13 钢的化学成分见表 13.7-436。

(2) 室温力学性能

4Cr13 钢的室温力学性能见表 13.7-437。

(3) 高温力学性能

表 13.7-436 4Cr13 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	备注
0.36 ~ 0.45	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	≤12.00 ~ 14.00	≤0.60	GB/T 1200—1992

表 13.7-437 4Cr13 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	淬火后硬度 HRC	退火后硬度 HB	A_K/J
1 050 ~ 1 100℃油淬，200 ~ 300℃回火	—	—	—	—	≥50	≤201	—
1 050 ~ 1 100℃油淬，200 ~ 300℃回火	—	—	—	—	50 ~ 67	143 ~ 229	—
1 050 空冷，600℃ × 3 h 回火	1 118	893	12.5	32.0	—	—	8.7
860℃退火	470 ~ 549	—	20 ~ 25	—	—	—	—

4Cr13 钢的高温瞬时力学性能见表 13.7-438。

表 13.7-438 4Cr13 钢高温瞬时力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
1 030℃，空冷；500℃回火，空冷	20	1 770 ~ 1 790	1 600 ~ 1 620	2.5
	400	1 630 ~ 1 670	1 420 ~ 1 450	6
	450	1 540 ~ 1 570	1 320 ~ 1 390	5 ~ 6
	500	1 290 ~ 1 310	1 230 ~ 1 270	6.5
1 030℃，空冷，600℃回火，空冷	20	1 110 ~ 1 140	950	9.2 ~ 10
	400	900 ~ 940	780 ~ 820	8.3 ~ 10
	450	790 ~ 810	610 ~ 640	10 ~ 12
	500	700 ~ 720	570 ~ 590	14.5 ~ 15

(4) 抗松弛性能

4Cr13 钢的抗松弛性能见表 13.7-439。

表 13.7-439 4Cr13 钢的抗松弛性能

试验温度/℃	动应力/MPa	在下列时间（h）后的剩余应力/MPa			
		100	560	1 000	2 100
450	294	147	118	108	98
500	294	88	59	49	—
500	196	59	39	29	—

(5) 耐蚀性和抗氧化性

4Cr13 钢的耐蚀性略低于 2Cr13 钢，4Cr13 钢可在 600 ~ 650℃长期使用。

(6) 工艺性能

1) 热加工 4Cr13 钢的热加工工艺参数同 3Cr13。

2) 热处理 4Cr13 钢的热处理工艺见表 13.7-440。等温转变曲线如图 13.7-624 所示。

表 13.7-440 4Cr13 钢的热处理工艺

项目	退火	淬火	回火
加热温度/℃	750 ~ 800，炉冷	1 050 ~ 1 100，油冷	200 ~ 300，空冷

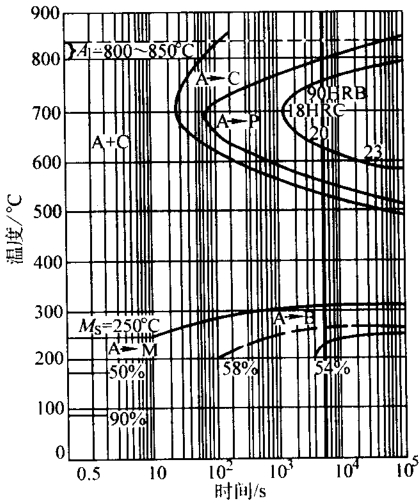


图 13.7-624 等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.45，Si0.32，Mn0.40，Cr13.8，Ni0.12；奥氏体化温度 980℃

(7) 物理性能

临界点（近似值）：A_{c1} 820℃，M_s 270℃；

密度：7.75 g/cm^3；

比热容（20℃）：460 J/kg·K；

线胀系数/10^{-6}K^{-1}：

20 ~ 100℃ 10.5；

20 ~ 200℃ 11.5；

20 ~ 400℃ 11.0。

热导率/W·m^{-1}·K^{-1}：

100℃ 28；

200℃ 29；

400℃ 29。

弹性模量（20℃）E：206 ~ 220 GPa。

(8) 应用

4Cr13 钢主要用于制造外科医疗用具、医用剪刀、轴承、阀门、弹簧等。4Cr13 钢可焊性差，通常不制造焊接部件。

2.3.5 3Cr13Mo

3Cr13Mo是在3Cr13基础上，加入合金元素钼所形成的牌号，由于钢中含有钼改善了3Cr13钢的耐蚀性，其主要性能与3Cr13钢相同。由于加入钼，改善钢的强度和硬度并增强了二次硬化效应。

（1）化学成分

3Cr13Mo钢的化学成分见表13.7-441。

表13.7-441 3Cr13Mo钢的化学成分(质量分数)%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.28～0.35	≤0.80	≤1.00	≤0.035	≤0.030	12.00～14.00	0.50～0.10	≤0.6

（2）室温力学性能

3Cr13Mo钢的室温力学性能见表13.7-442。

表13.7-442 3Cr13Mo钢的室温力学性能

热处理制度	HRC	HB	备注
1 025～1 075℃油冷，200～300℃回火	≥50	—	GB 1220—92
800～900℃退火	—	≤207	GB 1220—92
1 050℃油冷，200℃回火	50～60	—	实测

（3）抗弯性能

3Cr13Mo钢的抗弯性能见表13.7-443，钢的韧性高于4Cr13钢，4Cr13钢断裂时的弯曲角度最大不超过20°，而3Cr13Mo钢断裂时的弯曲角度达60°以上。

表13.7-443 3Cr13Mo钢的抗弯性能

断裂时的挠度/mm	断裂时的弯曲力/kN	断裂时的强度/MPa	断裂时的弯曲角度/(°)	备注
>30未断	16.68	4.252	80	ϕ10 mm未断
30	16.68	4 252	71	ϕ10 mm
22	19.13	4 365	49	ϕ10.5 mm

（4）耐蚀性

3Cr13Mo钢在一些介质中的耐蚀性见表13.7-444。

表13.7-444 3Cr13Mo钢的耐蚀性

介质条件			试验时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃		
食盐 双氧水	0.9 30	室温	480	0.022 60
食盐 双氧水	0.9 30	室温	72	0.079 0

（5）工艺性能

1）热加工 3Cr13Mo钢的热加工工艺参数见表13.7-445。

表13.7-445 3Cr13Mo钢的热加工工艺

开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 150～1 200	>850	缓冷，并及时进行完全退火

2）热处理 3Cr13Mo钢的热处理工艺见表13.7-446。

表13.7-446 3Cr13Mo钢的热处理工艺

项目	退火	淬火	回火
加热温度/℃	850～870炉冷	1 020～1 075油冷	200～300空冷

（6）物理性能

3Cr13Mo钢的物理性能见表13.7-447。

表13.7-447 3Cr13Mo钢的物理性能

项目							
临界点(近似值)/℃	A_{c1} 840		A_{c3} 890	A_{r3} 790		A_{r1} 750	
密度/g·cm^{-3}	7.71						
线胀系数/10^{-6} K^{-1}	20～100℃ 10.5	20～200℃ 10.9	20～300℃ 11.2×	20～400℃ 11.7		20～500℃ 11.9	
	20～600℃ 11.7	20～700℃ 11.5					
弹性模量 E/GPa	20℃ 221.7	100℃ 216.8	200℃ 212.8	300℃ 205	400℃ 196	500℃ 185	600℃ 171.6

（7）应用

3Cr13Mo钢的应用领域同3Cr13钢，对耐蚀性要求较高的场合选用3Cr13Mo钢为宜。

2.3.6 7Cr17（440A）、8Cr17（440B）、11Cr17（440C）

7Cr17、8Cr17和11Cr17三个牌号为高碳高铬马氏体不锈钢，可通过热处理进行强化。三个牌号的差别在于钢中的碳含量不同。由于碳含量不同，淬火回火后的硬度也略有不同，淬火回火后的硬度由高到低的排列次序为11Cr17、8Cr17、7Cr17，11Cr17硬度最高。由于三个牌号均属高碳、高铬马氏体不锈钢，在生产时极易形成不均匀碳化物，从而影响钢的质量和性能，应予以特别关注。此类钢在淬火回火状态下，具有高的强度和硬度，并兼有不锈、耐蚀性能，一般用于制作要求具有不锈性或耐稀氧化性酸、有机酸和盐类腐蚀的轴承、阀件、优质刀具，医用外科刀具，轴类、杆、抓等耐磨蚀的部件。

（1）化学成分

该三个牌号钢的化学成分见表13.7-448。

表13.7-448 7Cr17、8Cr17、11Cr17钢的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	S	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
7Cr17	0.60～0.75	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	16.00～18.00	≤0.75	≤0.60
8Cr17	0.75～0.95	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	16.00～18.00	≤0.75	≤0.60
11Cr17	0.95～1.20	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	16.00～18.00	≤0.75	≤0.60

(2) 室温力学性能

3个牌号的室温力学性能标准规定值和实际测定值分别见表13.7-449、表13.7-450和图13.7-625。

表 13.7-449 标准规定的力学性能指标（摘自 GB/T 1220）

热处理制度	牌号	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	硬度 HB	HRC
800~920℃缓冷退火	7Cr17	—	—	—	—	≤255	—
800~920℃缓冷退火	8Cr17	—	—	—	—	≤255	—
800~920℃缓冷退火	11Cr17	—	—	—	—	≤255	—
1 010~1 070℃油冷 100~180℃快冷	7Cr17	—	—	—	—		≥54
	8Cr17	—	—	—	—		≥56
	11Cr17						≥58

表 13.7-450 7Cr13、8Cr17、11Cr17钢的室温力学性能实测值

热处理制度	牌号	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	硬度 HRC	HRB
退火	7Cr17	725	415	20	—	—	95
退火	8Cr17	740	425	18	—	—	96
退火	11Cr17	760	450	14	—	—	97
淬火，315℃回火	7Cr17	1 790	1 650	5	20	51	—
淬火，315℃回火	8Cr17	1 930	1 860	3	15	55	—
淬火，315℃回火	11Cr17	1 970	1 900	2	10	57	—

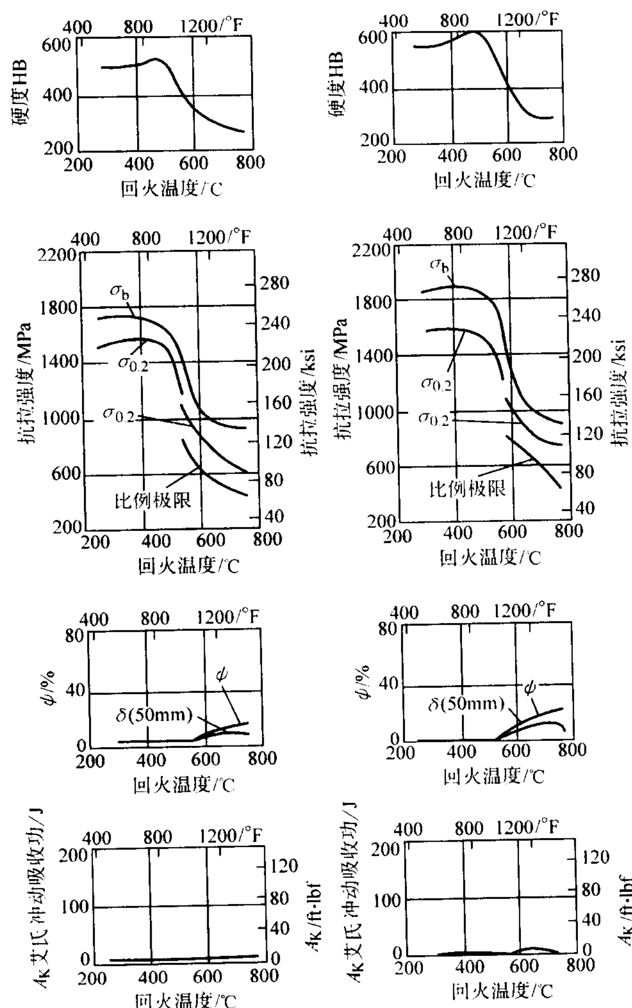
(3) 高温力学性能

7Cr17、8Cr17、11Cr17钢的高温力学性能如图13.7-626所示。在482℃回火，保温时间和软化效果如图13.7-627所示。

11Cr17钢的高温力学性能的一些数据见表13.7-451~表13.7-453。

(4) 耐蚀性

在淬火和消除应力条件下，7Cr17、8Cr17、11Cr17钢具有良好的耐蚀性，在淡水、蒸汽、原油、汽油、汗液、酒精和食品中具有满意的耐蚀性，具体数据可参阅9Cr18钢相关数据。



(a) 925°C×1h，油淬至65~95°C，175°C×15min二次消除应力，水冷；(b) 1040°C×1h，油淬至65~95°C，175°C×15min二次消除应力，水冷。回火时间为2h

图 13.7-625 热处理制度对11Cr17钢室温力学性能的影响

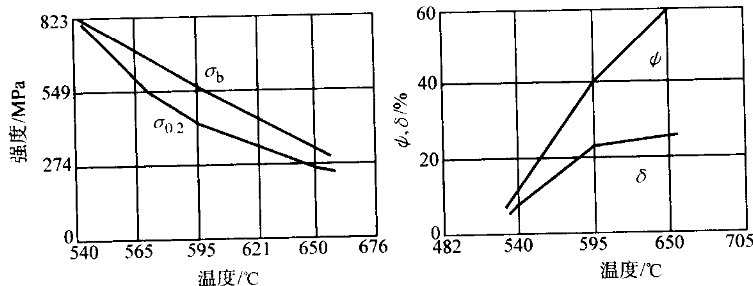


图 13.7-626 7Cr17，8Cr17，11Cr17钢的高温力学性能

（1 038℃淬火，在高于试验温度10℃保温7 h回火）

(5) 工艺性能

1) 热加工 钢的热加工温度范围为900~1 200℃，适宜的加热温度为1 170~1 190℃，热加工加热升温应缓慢，加工后必须缓冷，推荐采用炉冷。

2) 冷加工 在最大软化条件下，此钢具有中等冷成形性能，但较低碳、低铬马氏体不锈钢困难，必要时需进行中间软化退火。

3) 热处理 Cr17型马氏体不锈钢的热处理有退火，淬火和回火。

4) 退火处理 816~871℃保温后炉冷至538~649℃（11~27℃/h），然后空冷，油冷或水冷，或者在732~788℃保温后在炉子中缓慢冷却。

5) 硬化处理 缓慢加热到788℃保温后升温至1 010~1 066℃，在温油或空气中淬火，硬度可达55~58HRC，淬火

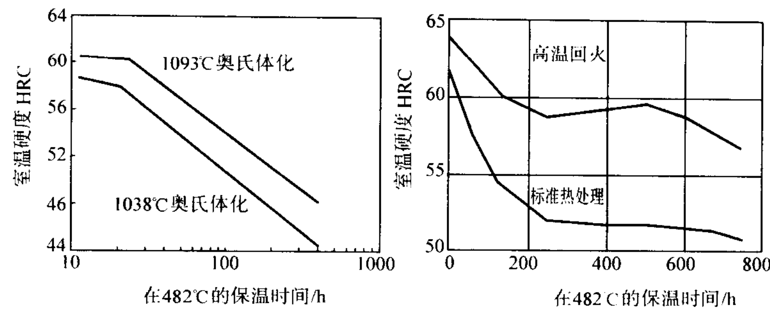


图 13.7-627 7Cr17，8Cr17，11Cr17 钢在 482℃的软化效果与保温时间的关系

表 13.7-451 11Cr17 的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	备 注
704	214	试样取自 25 mm 圆棒 1 038℃ 油淬，316℃回火
816	117	
927	114	

表 13.7-452 11Cr17 钢的高温硬度

试验温度/℃	HRC	备 注
22	58	1 038℃油淬，428℃二次回火，试样在试验温度保持 30 min
93	56.5	
149	55	
204	54	
260	53	
316	52	
371	51	
427	50	
482	47	
538	40	

表 13.7-453 在 480℃保温时间对 11Cr17 钢室温硬度的影响

保温时间/h	HRC	备 注
1	58.5	试验试样经 1 040℃ 油淬，480℃二次回火
20	58	
30	56.5	
50	55	
100	51	
400	45	

后应立即消除应力。为了得到最大硬化效果，推荐在 −73.3℃ 进行冷处理。

6）消除应力处理 149～427℃保温 1～3 h，空冷。

（6）物理性能

钢的物理性能见表 13.7-454。

表 13.7-454 钢的物理性能

项 目	7Cr17	8Cr17	11Cr17
密度/$g \cdot cm^{-3}$	7.75	7.75	7.8
比热容(0～100℃)/$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	460	460	460
热导率(100℃)/$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	24.2	24.2	24.2
线胀系数(0～100℃)/$10^{-6}K^{-1}$	10.2	10.2	10.2
电阻率(21℃)/$n\Omega \cdot m$	600	600	600
弹性模量/GPa	200	200	200

（7）应用

7Cr17、8Cr17、11Cr17 钢主要用于制造耐蚀刀具、阀门部件、轴承、杆件、钩抓等。

2.3.7 9Cr18、9Cr18Mo、9Cr18MoV

9Cr18、9Cr18Mo、9Cr18MoV 钢均系铬最高的高碳马氏体不锈钢，较 Cr17 型马氏体不锈钢的耐蚀性有所改善，其他性能与 Cr17 型马氏体不锈钢相似。

（1）化学成分

9Cr18、9Cr18Mo、9Cr18MoV 钢的化学成分见表 13.7-455。

（2）室温力学性能

在标准中，对 9Cr18、9Cr18Mo 和 9Cr18MoV 钢的室温力学性能的规定见表 13.7-456。热处理制度与力学性能的关系见表 13.7-457～表 13.7-459。

表 13.7-455 9Cr18、9Cr18Mo、9Cr18MoV 钢的化学成分（质量分数） %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni
9Cr18	0.90～1.00	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	17.00～19.00	≤0.75	—	≤0.60
9Cr18Mo	0.95～1.10	≤1.0	≤1.00	≤0.035	≤0.030	16.00～18.00	0.40～0.70	—	≤0.60
9Cr18MoV	0.85～0.95	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	17.00～19.00	1.00～1.30	0.07～0.12	≤0.60

表 13.7-456 标准对 9Cr18、9Cr18MoV 钢的力学性能的规定值（摘自 GB/T 1220—1992）

牌号	热处理制度	硬度	
		HB	HRC
9Cr18	800～920℃缓冷退火	≤255	—
9Cr18Mo	800～920℃缓冷退火	≤269	
9Cr18MoV	800～920℃缓冷退火	≤269	
9Cr18	1 070℃油冷，200～300℃油、空冷回火	—	≥55
9Cr18Mo	1 070℃油冷，200～300℃油、空冷回火	—	≥55
9Cr18MoV	1 070℃油冷，200～300℃油、空冷回火	—	≥55

表 13.7-457 9Cr18、9Cr18MoV 钢的力学性能实测值

牌号	热 处 理	硬度	
		HB	HRC
9Cr18	退火或高温回火	172～185	—
9Cr18	1 000～1 050℃油冷，200～300℃回火	—	55～64
9Cr18MoV	退火或高温回火，油、空冷	207～229	—
9Cr18MoV	1 050℃油冷，200℃回火空冷	—	55～59

表 13.7-458 9Cr18 钢室温力学性能与回火温度的关系

淬 火	回火温度/℃	硬度 HRC	A_K/J	应力为961 N时弯曲疲劳次数
1 050 ~ 1 060 淬火	100	60	2.4	6.3×10^6
	150	60	2.98	8.4×10^6
	200	59	3.14	4.5×10^6

表 13.7-459 冷处理对 9Cr18 钢淬火硬度的影响

淬火温度/℃	硬度 HRC				
	淬火后	-75℃ × 1 h	100℃回火	160℃回火	200℃回火
1 000	59	59.5	58	57	55
	59		59.5	59	57
1 050	60	61.5	60	59	57
	60		61	61	59
1 100	60.5	62	60	59.5	57
	60.5		62	62	60.5

(3) 高温力学性能

9Cr18 钢的高温瞬时力学性能见表 13.7-460。

表 13.7-460 9Cr18 钢的高温力学性能

温度/℃	900	950	1 000	1 100
σ_b/MPa	127.5	98	83	44
δ/%	—	48.0	58.0	45.0

(4) 耐蚀性

9Cr18 钢的耐蚀性见表 13.7-461 和表 13.7-462。

表 13.7-461 9Cr18 钢的耐蚀性

介质条件			腐蚀深度/mm·a^{-1}
介 质	浓度/%	温度/℃	
硝酸	5 ~ 20	20	< 0.1
	5	60 ~ 沸腾	< 1.0
	20	60	< 0.1
	20	80	< 1.0
	20	沸腾	2.0 ~ 3.0
	40	60 ~ 80	< 1.0
	40	沸腾	3.0 ~ 10.0
	50	20	< 0.1
	50	80	< 1.0
	60	20	< 0.1
	60	60 ~ 80	< 1.0
	60	沸腾	1.0 ~ 3.0
	90	20	< 1.0
	90	沸腾	3.0 ~ 10.0
醋酸	5	20	< 1.0
	5	50 ~ 75	3.0 ~ 10.0
	5	沸腾	> 10.0
	25	50 ~ 75	3.0 ~ 10.0
	25	沸腾	> 10.0
	50	20	< 0.1
	50	50	3.0 ~ 10.0
	50	75	> 10.0
磷酸	1	20	< 0.1
	10	20	< 3.0
	25	20	3.0 ~ 10.0

续表 13.7-461

介质条件			腐蚀深度/mm·a^{-1}
介 质	浓度/%	温度/℃	
硫酸	5	20	> 10.0
	5	50	> 10.0
	5	80	> 10.0
盐酸	0.5	20	< 1.0
	0.5	50	< 3.0
	0.5	沸腾	> 10.0
	1	20	< 3.0
	1	50	3.0 ~ 10.0

表 13.7-462 9Cr18 钢在海水中的耐蚀性

试验时间/d	失重/mg·cm^{-2}	
	不完全浸入	全浸
15	0.28	—
365	0.65	2.24

(5) 工艺性能

9Cr18、9Cr18MoV 钢的热加工工艺见表 13.7-463。

表 13.7-463 9Cr18、9Cr18MoV 的热加工工艺

牌号	热加工温度范围	热加工加热温度	冷却方式
9Cr18	950 ~ 1 190℃	1 170 ~ 1 190℃	缓冷，炉冷
9Cr18MoV	850 ~ 1 150℃	1 170 ~ 1 190℃	缓冷，炉冷

注：9Cr18Mo 钢可参照 9Cr18MoV 钢执行。

冷加工性能欠佳，在退火后可进行冷轧，但变形量不能过大，酌情进行中间退火。

9Cr18 钢和 9Cr18MoV 钢的热处理规范见表 13.7-464。

表 13.7-464 9Cr18 钢、9Cr18MoV 钢的热处理规范

项 目	加热温度/℃		冷却条件	组织结构
	9Cr18	9Cr18MoV		
淬火	1 000 ~ 1 050	1 050 ~ 1 075	油冷	马氏体 + 碳化物
回火	200 ~ 300	200 ~ 300	油或空冷	马氏体 + 碳化物
软化退火	800 ~ 840	800 ~ 850	炉冷	珠光体
冷轧中间退火	790	790	炉冷	珠光体

(6) 物理性能

9Cr18 钢和 9Cr18MoV 钢的物理性能见表 13.7-465。

表 13.7-465 9Cr18 钢和 9Cr18MoV 钢的物理性能

项 目	9Cr18	9Cr18MoV
密度/g·cm^{-3}	7.7	7.7
比热容/J·kg^{-1}·K^{-1}	460	460
热导率/W·m^{-1}·K^{-1}	29.3	29.3
线胀系数/10^{-6}K^{-1}		
20 ~ 100℃	10.5	10.5
20 ~ 200℃	11.00	11.0
20 ~ 300℃	11.00	11.0
20 ~ 400℃	11.50	11.5
20 ~ 500℃	—	12.00

续表 13.7-465

项　目	9Cr18	9Cr18MoV
电阻率/nΩ·m		
20℃	600	650
100℃	—	750
弹性模量 E/GPa		
20℃	204	

(7) 应用

这两个牌号钢主要用于制作不锈耐蚀机械刃具、剪切刀具、手术刀片、量具、刃量、外科手术器械、轴承、阀件及各类耐磨损件。

2.3.8 1Cr17Ni2 (AISI431)

1Cr17Ni2 是一种经典的马氏体不锈钢，是马氏体不锈钢中强度与韧性匹配较好的钢种之一。它对氧化性酸、大多数有机酸及有机盐类的水溶液有良好的耐蚀性。一般用于硝酸、醋酸生产和轻工、纺织、食品工业中的既要求强韧性又需要耐腐蚀的轴类、活塞杆、泵、阀等零部件以及弹簧和紧固件。

(1) 化学成分

1Cr17Ni2 钢的化学成分见表 13.7-466。

表 13.7-466　1Cr17Ni2 钢的化学成分(质量分数)%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0.11～0.17	≤0.80	≤0.80	≤0.035	≤0.030	16.00～18.00	1.50～2.50

(2) 室温力学性能

1Cr17Ni2 钢标准规定的室温力学性能和实测值分别见表 13.7-467 和表 13.7-468。

表 13.7-467　标准规定的力学性能指标

标　准	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J	硬度 HB
GB 1220—92	680～700℃回火，空冷	—	—	—	—	—	≤285
	950～1 050℃油冷，275～350℃回火	≥1 080	—	≥10	—	≥39	—
ASTM，A473 锻件	中间回火	≥795	≥620	—	—	—	—
	硬化回火	≥1 210	≥930	≥13	—	—	—
ASTM、A580 钢丝	退火	≥760	—	—	—	—	—
	轻拉	≥795	—	—	—	—	—

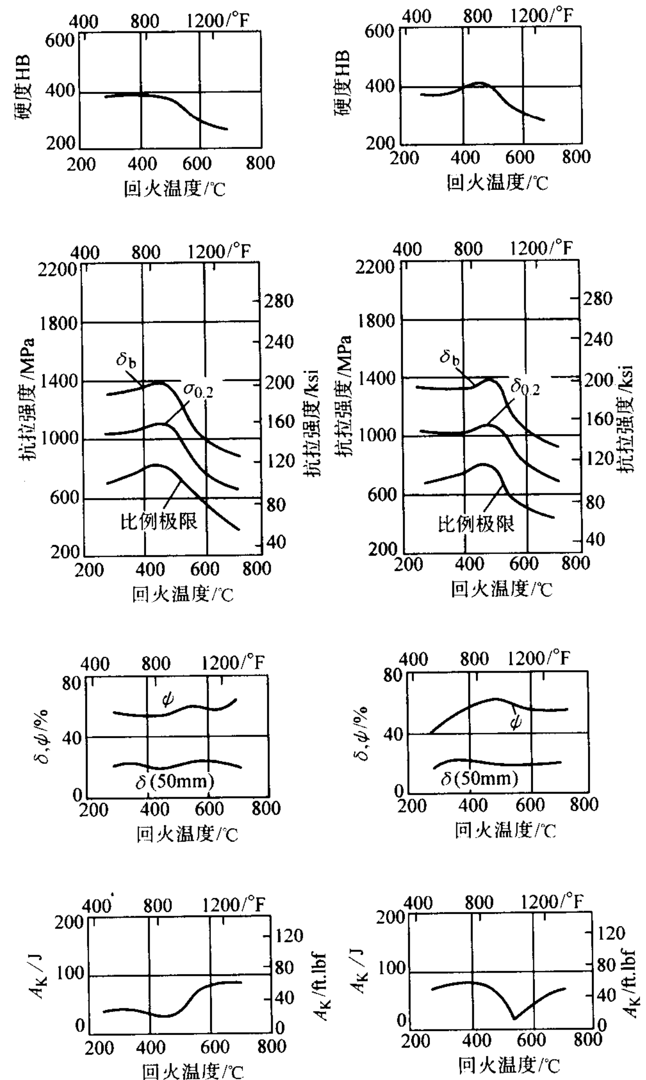
表 13.7-468　1Cr17Ni 钢的室温力学性能实测值

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	A_K 艾氏/J	硬度 HB
25 mm 圆棒，退火	1 125	932	25	60	68	240
淬火，593℃回火	1 375	1 130	19	57	65	302
淬火，260℃回火	1 940	1 460	16	55	54	415
900～1 050℃油淬 280～350℃回火，空冷	1 080～1 700	—	10～22	—	39～196	—

1Cr17Ni2 钢的室温力学性能可通过热处理工艺予以调整，热处理工艺条件对室温力学性能的影响见表 13.7-469 和图 13.7-628～图 13.7-630。

表 13.7-469　回火温度对空淬 1Cr17Ni2 钢室温力学性能的影响

回火温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J
退火态	861.9	655	20	60	122
204	1 415	1 070	15	55	—
315	1 345	1 035	15	55	—
426	1 415	1 070	15	60	—
538	1 035	896	18	60	—
648	862	655	20	60	—



(a) 925℃×1h，油淬至 65～95℃，175℃×15min 二次消除应力，水冷；　(b) 1040℃×1h，油淬至 65～95℃，175℃×15min 二次消除应力，水冷。回火时间为 2h

图 13.7-628　热处理对 1Cr17Ni2 钢室温力学性能的影响

(3) 高温力学性能

不同热处理状态下的 1Cr17Ni2 钢的高温瞬时拉伸性能见表 13.7-470 至表 13.7-472。

1Cr17Ni2 钢的持久强度和蠕变强度见表 13.7-473 和图 13.7-631。

由 1Cr17Ni7 钢制成的螺旋弹簧的松弛性能见图 13.7-632。

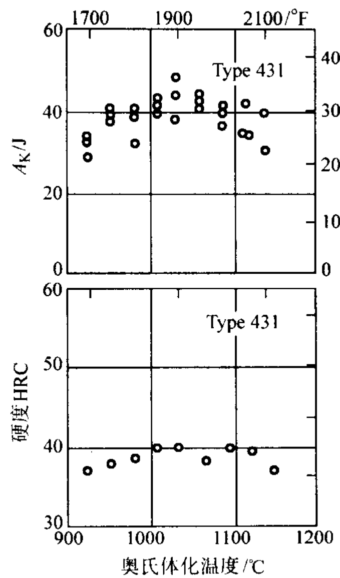


图 13.7-629 奥氏体化温度（淬火温度）对 1Cr17Ni2 钢硬度和冲击吸收功的影响（试样经 480℃×4 h 回火）

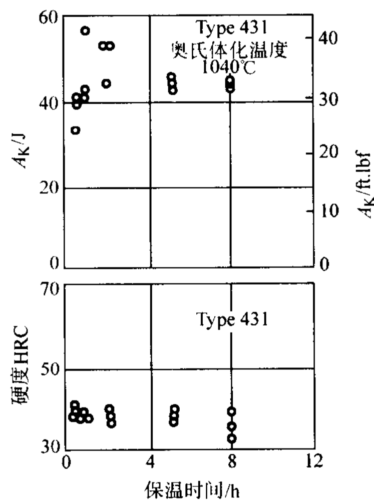


图 13.7-630 在 1 040℃奥氏体化的保温时间对 1Cr17Ni2 钢硬度和冲击吸收功的影响（试样经 480℃×4 h 回火）

表 13.7-470 1 030℃油冷，680℃回火的 1Cr17Ni2 钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
20	942	755	17	59
300	854	686	14	53
400	785	637	13	57
500	637	549	18	66
600	353	353	29	88

表 13.7-471 φ16 mm 试样经 980℃×30 min 油淬 650℃回火 2 h 空冷（25.5HRC）的 1Cr17Ni2 钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
21	831	738	20	63.5
205	727	650	17.5	66
315	685	610	15.5	61.5
425	625	570	15.5	61
480	560	510	17.5	68.5
540	485	470	23	77.5
595	385	355	22	83
650	295	270	25	86

表 13.7-472 φ16 mm 圆棒经 980℃×30 min 油淬，在高于试验温度 28℃回火 2 h 的 1Cr17Ni2 钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$	δ/%	ψ/%	硬度① HRC
21	1 435	1 140	16.5	59	45
205	1 350	865	14	44.5	40.5
315	1 365	995	15	44.5	41.5
425	1 280	915	17	55	42.5
480	1 035	760	13.5	53.5	42.5
540	565	525	20.5	75	31.5
595	415	360	23.5	82	28
650	285	260	26	86.5	24.5
704	170	150	29	91	23.5

① 试验前的硬度。

表 13.7-473 1Cr17Ni2 钢的持久强度和蠕变强度

温度/℃	σ_b/1 000/MPa	σ_b/10 000/MPa	σ_1/1 000/MPa
482	235.4	157	137.3
593	73.6	49	34.3
649	39.2	24.5	24.5

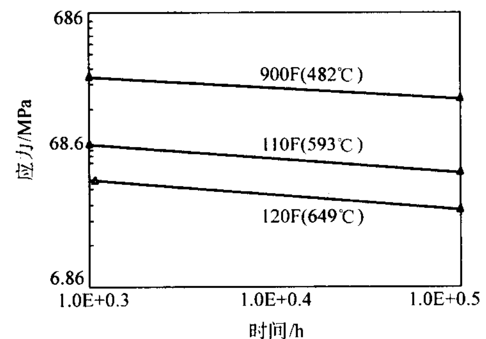


图 13.7-631 1Cr17Ni2 钢的持久强度（试样为油淬和 649℃回火）

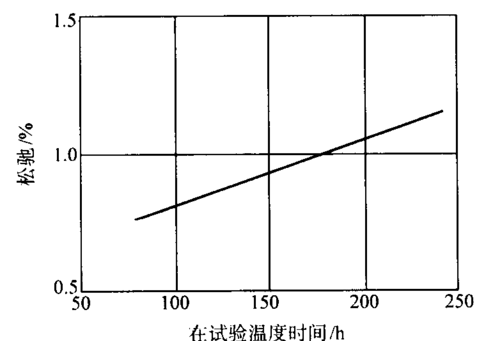


图 13.7-632 1Cr17Ni2 钢的 10 圈螺旋弹簧的松弛性能
钢丝直径：2.69 mm；弹簧直径：25 mm；自由长度：75 mm；wahl 因素修正应力：690 MPa；弹簧硬度：35HRC

（4）断裂韧性

1Cr17Ni2 钢的断裂韧性和 K_{ISCC}值见表 13.7-474。

表 13.7-474 1Cr17Ni2 钢的 K_{IC}和 K_{ISCC}

热处理制度	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC}① /MPa·m$^{1/2}$	K_{ISCC}② /MPa·m$^{1/2}$
淬火+635℃×2 h 回火（HT125）	717	93	47
淬火+290℃×2 h 回火，空冷再经 290℃×2 h 回火（HT200）	1 137	75	13

① 50 mm，T-L 取向。
② 20%NaCl，紧凑拉伸试样（T-L）螺钉加载至 95% K_{IC}。

(5) 耐蚀性

1Cr17Ni2 钢的耐蚀性见表 13.7-475。

表 13.7-475 1Cr17Ni2 钢的耐蚀性

介质条件			腐蚀速度/mm·a⁻¹
介质	浓度/%	温度/℃	
硝酸	10	50	<0.1
	10	85	<0.1
	30	60	<0.1
	30	沸腾	<1.0
	50	50	<0.1
	50	80	0.1~1.0
	50	沸腾	<3.0
	60	60	<0.1
硫酸	1	20	3.0~10.0
	5	20	>10.0
	10	20	>10.0
醋酸	10	75	<3.0
	10	90	3.0~10.0
	15	20	<1.0
	15	40	<3.0
	25	50	<1.0
	25	90	<3.0
	25	沸腾	3.0~10.0
氢氧化钠	10	90	<0.1
	20	50	<0.1
	20	沸腾	<0.1
	30	20	<0.1
	30	100	<1.0
	40	90	<1.0
	50	100	<1.0
	60	90	<1.0
磷酸	5	20	<0.1
	5	85	<0.1
	10	20	<3.0
	25	20	3.0~10.0
盐酸	1	20	<3.0
	2	20	3.0~10.0
	5	20	>10.0
氢氧化钾	25	沸腾	<0.1
	50	20	<0.1
	50	沸腾	<1.0
	68	120	<1.0
	溶体	300	>10.0
硫酸铝	10	50	<0.1
	10	沸腾	1.0~3.0

(6) 工艺性能

1) 热加工 钢的导热性较差，低于 850℃加热时应缓慢。适宜的热加工温度为 1 130~1 180℃，终加工温度应大于 850℃，热加工后需缓冷或及时进行退火。

2) 冷加工 该钢的冷加工硬化程度较大，冷加工微裂纹敏感性大，冷拉时，变形量应控制在 11%~18%，冷拉后应在 8 h 内进行退火。

3) 热处理

退火：730℃×(4~5)h，以≤20℃/h 炉冷至 650℃出炉空冷。

淬火：1 030~1 050℃保温后油冷或空冷。

回火：要求硬度在 45~52HRC 的零件，回火温度为 180~240℃，空冷；要求具有良好塑性的模压件，回火温度为 240~280℃。亦可根据对硬度、塑韧性的要求，按图 13.7-628 选择回火温度。

4) 焊接 不适于焊接，如若焊接，焊前需经 500~600℃预热，焊后必须进行热处理。

(7) 物理性能

1Cr17Ni2 钢的物理性能见表 13.7-476。

表 13.7-476 1Cr17Ni2 钢的物理性能

项 目	数 值
密度/g·cm⁻³	7.75
比热容/J·kg⁻¹·K⁻¹	460
热导率/W·m⁻¹·K⁻¹	
20℃	21
100℃	22
300℃	23
500℃	25
线胀系数/10⁻⁶K⁻¹	
20~100℃	10
20~200℃	10
20~400℃	11
电阻率/nΩ·m	720
弹性模量/GPa	
20℃	206

(8) 应用

1Cr17Ni2 钢主要用于耐蚀高强度耐磨损部件，用它制作轴、泵、阀件、杆类、弹簧、紧固件等。

2.3.9 00Cr13Ni5Mo

00Cr13Ni5Mo 钢是在 CA-6NM 铸钢基础上发展的超低碳马氏体不锈钢。它具有良好的强度、韧性、焊接性耐气蚀性及耐磨蚀性能。此钢一改高碳马氏体以形成碳化物的强化手段，而以具有高韧性的低碳马氏体的形成并以镍、钼等合金元素补充强化为主要强化手段。通过适当的热处理使之具有低碳板条状马氏体与逆转变奥氏体的复合组织，从而既保留了高的强度水平又具有良好的韧性和焊接性。本钢适用于厚截面尺寸且要求具有良好焊接性的使用条件，例如大型水电站转轮、转轮下环以及石油工业耐蚀管线等。对于一些小截面尺寸的应用，钢的碳含量可适当提高。

(1) 化学成分

00Cr13Ni5Mo 钢的化学成分见表 13.7-477 中，为便于比较，某些高碳型 Cr13Ni4Mo 钢也一并列入。

表 13.7-477 00Cr13Ni5Mo 钢的化学成分 (质量分数) %

名称	国别	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti
00Cr13Ni5Mo	中国	≤0.03	≤0.80	0.4~1.0	≤0.035	≤0.035	12.0~14.0	4.0~6.0	0.5~1.0	—
13Cr-M	日本 SUMITOMO	≤0.03	—	—	—	—	11.5~13.5	4.0~6.0	0.5~1.0	0.01~0.50
S41500	美国	≤0.05	≤0.60	0.5~1.0	≤0.03	≤0.03	11.5~14.0	3.5~5.5	0.5~1.0	—
Z5CND13.04	法国	≤0.05	0.30~0.60	0.5~1.0	≤0.035	≤0.025	12.0~14.0	3.5~4.5	0.3~0.7	—

(2) 室温力学性能

相关标准规定的室温力学性能指标见表 13.7-478。

实测室温力学性能见表 13.7-479，冲击韧度与试验温度的关系如图 13.7-633 所示。

表 13.7-478　相关标准规定的力学性能

标　准	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_{40}/%	ψ/%	HB	A_{KV}/J	备　注
中国技术条件	≥686	≥540	≥15①	≥40	≥240/320②	≥59	正火回火
ASTM182/A182M S41500，F6NM	≥790	≥620	≥15	≥45	≥295	—	淬火回火
RCCM，M3202③	780/980	≥685	≥15	—	217/302	≥70/50	淬火+580℃回火

① δ_5。

② 分数线上的数字为一般型，分数线下为耐磨型。

③ 分数线上的数字为纵向，下面数字为横向。

表 13.7-479　00Cr13Ni5Mo 钢厚板的室温力学性能

钢　料	取样部位③	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
A钢①	常规	865	730~740	19~21	58.5	120~130
	S、T	865~870	740	20~21	60~63	200~250
	C、T	865	740	19.8~21.1	58.5	120
	S、L	865	730~740	21.2~22	67.9~69.3	200~250
	C、L	855	710~725	21.2~21.8	65.6~65.7	200
	Z向	820~830	595~615	8.5~11.2	16.1~16.9	110~120
B钢②	常规	855~860	745	21.3~21.7	61.7~61.8	160~190
	S、T	860	765~775	21.4~21.7	64.3~65.1	160~180
	C、T	855	745	21.3~21.7	61.7~61.8	160~190
	S、L	855~860	705~775	22.8~25.0	74.1	250~260
	C、L	855	715~735	22.0~23.0	69.3~72.6	250~270
	Z向	845	725	16.9~17.8	47.4~48.4	130

① A钢：电炉+VOD冶炼，锭重 13.1 t；板厚 120 mm；固溶处理（1 080℃×2 h空冷）+回火（600℃×4 h空冷）。

② B钢：电炉+VOD冶炼，锭重 21 t；板厚 190 mm；热处理制度同 A 钢。

③ S为表面、C为心部、T为横向、L为纵向。

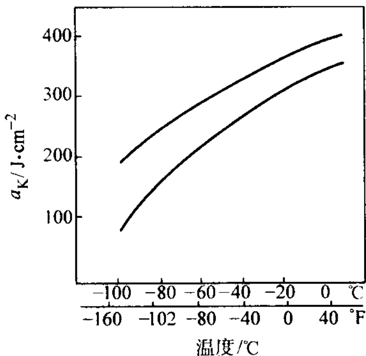


图 13.7-633　00Cr13Ni5Mo 钢的冲击韧度
（淬火+回火状态）

(3) 疲劳性能

00Cr13Ni5Mo 钢在自来水中的疲劳性能如图 13.7-634 所示，优于瑞典的 2RM2 铸钢。

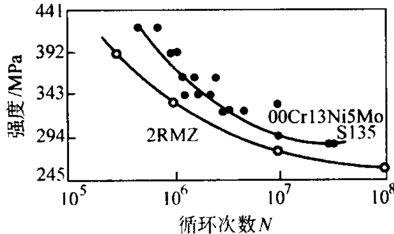


图 13.7-634　00Cr13Ni5Mo 钢的疲劳性能
（试验在自来水中进行，流量为 500 mL/min）

(4) 高温力学性能

00Cr13Ni5Mo 钢的高温拉伸性能见表 13.7-480。

表 13.7-480　00Cr13Ni5Mo 钢的高温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
200	870	775~780	14.6~15.4	71~71.6
300	860~865	720~765	12.7~13.4	69.0~70.2
400	830~835	700~765	12.7~13.2	65.8~66.2
500	640~645	580~605	20~22.8	77.5~80.5
600	390~420	320~350	34.4~45.6	83.5~87.5
700	195~210	120~140	101.5~103.1	87.6~88.1
800	140~145	85~100	73.8	65.3~73.3
900	85~90	55~60	61.4~74.5	48~57.3
1 000	50~55	35~40	57.2~62.1	46.8~52.5
1 100	35	20~35	87~92.6	78.4~82.3
1 200	15~20	10	78.1~83.8	—

(5) 耐磨性和耐蚀性

在含泥沙的水中，00Cr13Ni5Mo 钢的耐磨性损性能优于奥氏体不锈钢，表 13.7-481 汇总了耐磨损性能的试验结果。

在 CO_2 环境中，00Cr13Ni5Mo 钢的耐蚀性受钢中铬含量所制约，只要铬含量 w_{Cr} 大于 11%，其腐蚀率就稳定在较低水平，如图 13.7-635 所示。在 H_2S 环境中的使用界限如图 13.7-636 所示。

表 13.7-481 00Cr13Ni5Mo 钢的耐磨损性能

钢号	硬度 HB	试验时间/h	磨损速度/mg·cm⁻²·h⁻¹
ZG30	121	4	7.47
0Cr18Ni9	158	4	4.63
0Cr13Ni6	253	4	4.87
0Cr13Ni6	269	4	4.80
17—4PH	321	4	4.35
00Cr13Ni5Mo	285	4	1.12

注：试验介质为黄河花园口原型砂，含砂量为 50 kg/m³；试验转速为 13.24 ~ 14.45 m/s。

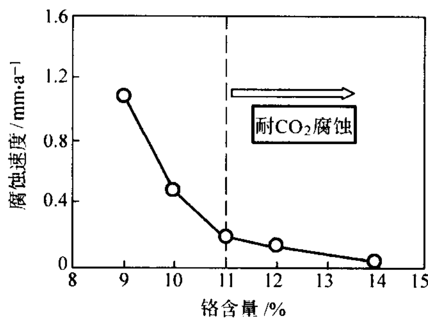


图 13.7-635 00CrNi5Mo 钢在 CO_2 中的腐蚀与钢中铬含量的关系

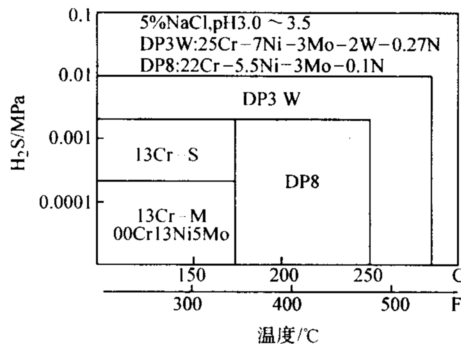


图 13.7-636 00Cr13Ni5Mo 钢在 H_2S 中的使用极限

(6) 工艺性能

1) 热加工 00Cr13Ni5Mo 钢具有良好的热加工性能，热加工工艺参数同一般的 18-8 型奥氏体不锈钢，可顺利生产锻件、板、管等。厚板的热成形宜在 700 ~ 1 000℃进行。

2) 冷加工 可进行冷轧、冷拔、冷弯等成形操作。

3) 热处理 00Cr13Ni5Mo 钢通常采用淬火（正火）+回火的热处理工艺，淬火或正火的温度为 1 080℃，回火温度为 600℃，淬火和回火的保温时间视产品的截面尺寸而定。在 600℃以上的温度进行回火在原奥氏体晶界上将有析出相沉淀，随温度的提高析出相愈加粗化，而且伴随着逆转变奥氏体量下降，这一结果将有损于钢的塑韧性。

4) 焊接 00Cr13Ni5Mo 钢具有良好的焊接性能，可采用 GTAW、GMAW、SMAW 等方法进行焊接，不需焊前预热和焊后热处理。配套焊接材料为 00Cr17Ni6Mo。特厚板经多道次焊接，其热影响区仍具有良好的综合力学性能，见表 13.7-482。焊后的耐蚀性亦保持在足够高的水平，如图 13.7-637 所示。

(7) 物理性能

00Cr13Ni5Mo 钢的物理性能见表 13.7-483。

(8) 应用

表 13.7-482 00Cr13Ni5Mo 钢的焊后力学性能

材料	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K /J·cm⁻²	硬度 HV
待焊母材	回火态	880	735	16.12	65.3	103	278
HAZI	焊态	1 110	985	12.7	63.3	57	329
HAZI	回火态	890	815	19.9	70.0	92	273
HAZI + Ⅱ	焊态	1 090	1 000	14.2	71.6	63	331
HAZI + Ⅱ	回火态	875	795	19.1	74.8	102	273
HAZI + Ⅲ	焊态	1 110	1 010	13.9	72.6	59	333
HAZI + Ⅲ	回火态	875	800	18.7	73.0	94	274

注：HAZI 为模拟手工电弧焊单道焊的热影响区；
Ⅱ、Ⅲ为模拟单道焊后热影响区再受后续焊道作用下的热影响区。

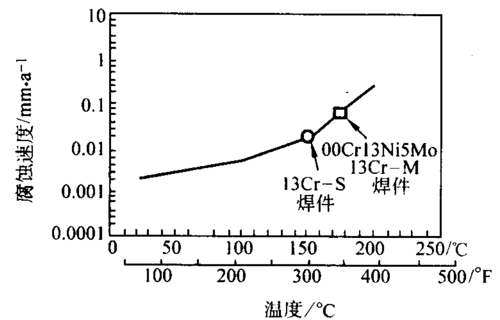


图 13.7-637 00Cr13Ni5Mo 钢焊件在 CO_2 环境中的耐蚀性
(0.001 MPa H_2S, 3.0 MPa CO_2, 5%NaCl, pH3, $1\sigma_y$.336 h)

表 13.7-483 00Cr13Ni5Mo 钢的物理性能

密度：7.79 g/cm³	25℃	100℃	200℃	300℃
弹性模量/GPa	201	197	193	188
泊松比 μ	0.31	0.29	0.296	0.29
热导率 λ/W·m⁻¹·K⁻¹	16.3	18.2	20.4	22.4
比热容 c/J·kg⁻¹·K⁻¹	465.1	492.0	526.8	565.3
热扩散系数/m²·s⁻¹	4.51 × 10⁶	4.65 × 10⁶	4.74 × 10⁶	4.71 × 10⁶
线胀系数 α_l/10⁻⁶K⁻¹	10.7	11.1	11.1	11.7

00Cr13Ni5Mo 钢主要用于需焊接的高强度承力部件。在大型水电站中，已成功用于耐磨蚀转轮和转轮下环；在石油工业中用于耐 CO_2、H_2S 腐蚀并需现场焊接的管线；在核工业中应用于压水堆 2、3 级辅助泵传动轴和控制棒驱动机构。

2.4 双相不锈钢（$\alpha+\gamma$）

双相不锈钢一般是指由奥氏体、铁素体共同存在所构成的钢种。通常认为，在奥氏体中含有体积分数≥15%铁素体或在铁素体基体上含有体积分数≥15%奥氏体均可称为 $\alpha+\gamma$ 双相不锈钢。早期实际工程应用的双相不锈钢是在奥氏体基体上含体积分数 20% ~ 30%铁素体的双相不锈钢。目前广泛应用的是钢中 α 相和 γ 相各占 50%的钢种。按双相钢中主体元素类型，双相不锈钢可分为 Cr-Ni 和 Cr-Mn-N 两个系列，但得到广泛应用的是 Cr-Ni 系双相不锈钢。为了得到恰当 α 与 γ 两相比例的组织，Cr-Ni 系双相不锈钢中的铬量较高而镍量低，甚至不含镍，为了得到更加理想的耐蚀性，在 Cr-Ni 双相不锈钢中尚需加入钼、氮、铜、钨、铌、钛等。在

此系列中主要钢类有 18-5 (Cr-Ni), 22-5, 25-5 等三类。近年来发展了一些超级双相不锈钢，将点蚀当量数大于 40 的一些双相钢划入此类，如 00Cr25Ni7Mo4N 钢和 00Cr29Ni6Mo2N 钢，其 PRE 耐点蚀当量数分别为 42 和 43。

双相不锈钢兼有奥氏体和铁素体不锈钢的特性，与铁素体不锈钢相比，它的韧性高、脆性转变温度低、耐晶间腐蚀和焊接性能显著提高，但仍保留了 475℃脆性，σ 相脆性等。与奥氏体钢相比，其强度水平高，其屈服强度是奥氏体不锈钢的 2 倍，此外耐晶间腐蚀、耐应力腐蚀、耐腐蚀疲劳性能显著提高。

α+γ 双相不锈钢诞生于 20 世纪 30 年代初，限于当时的冶金水平，无法解决此类钢的相比例控制以及热塑性，焊接性不足等技术问题，因此，在很长的时期内，双相不锈钢的研究，生产和应用几乎处于停止状态。直到 20 世纪 60 年代以后，基于对 Cr-Ni 双相不锈钢研究的深入和冶金工艺水平的提高，此类钢才得到更大的发展，尤其是 Cr-Ni 双相不锈钢在解决奥氏体不锈钢所遇到的局部腐蚀问题（点蚀、缝隙腐蚀、腐蚀疲劳、SCC 等）方面具有无可比拟的优越性，加之强度水平高，导热性良好和节镍的特点，以及 20 世纪 70 年代含氮 Cr-Ni 双相不锈钢的成功开发，使 α+γ 双相不锈钢出现了划时代性的发展和应用。到目前为止已有十几个商业双相不锈钢牌号，我国 GB 1220—92 中列入三个牌号。

(1) α+γ 双相不锈钢的相比例控制

影响双相不锈钢在平衡状态 α 和 γ 相的比例的主要因素是合金元素，当然热处理和一些热加工条件也有影响，通常，可用镍当量和铬当量两个参数预测两相比例，亦可采用不同的镍当量和铬当量参数来设计具有不同两相比例的钢种。实践证明，采用 Schaeffler 公式计算铬当量，而用 Delong 计算镍当量，在 Schaeffler 图上得到的两相比例与实际含量相吻合。一些典型双相不锈钢在 Schaeffler 图上大致位置如图 13.7-638 所示。

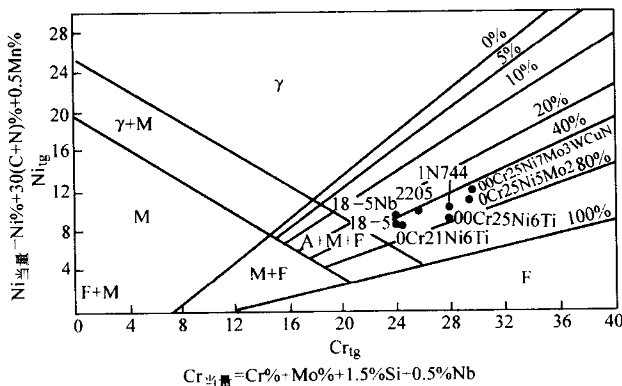


图 13.7-638 Schaeffler 相图几种常用 α+γ 双相不锈钢的大致位置

18-5 00Cr18Ni5Mo3Si2 18-5Nb 00Cr18Ni6Mo3Si2Nb

2205 00Cr22Ni5Mo3N IN744 0Cr26Ni6Ti

双相 α+γ 不锈钢在凝固状态下基本是 100% 铁素体，如果在接近凝固温度淬火，可以得到 100% 的铁素体组织。缓慢冷却将得到 α+γ 双相组织。事实上，在正常凝固和随后冷却过程中，在高温（1 300℃附近）奥氏体首先在铁素体晶界上生核然后优先沿结晶学方向在晶内长大。由于在铁素体向奥氏体的转变过程中必然伴随合金元素的扩散，奥氏体形成元素（碳、氧、镍和铜）向奥氏体中集聚，而铁素体形成元素（铬、钼、钨和硅等）向铁素体中集聚，相变的程度，不仅受合金中两类元素之间的平衡所控制，而且需足够的扩散时间以及与特殊元素的实际扩散相关。实际上，缓慢冷却，退火和热加工等促进扩散的工艺环节均可促进铁素体向奥氏体转变。目前广泛使用的 α+γ 双相不锈钢的两相比例基本相等，是通过调整合金成分，适宜的热加工和热处理等手段予以保证。

(2) 双相不锈钢的二次奥氏体 (γ_2)

习惯上将最终热处理前钢中所存在的奥氏体称一次奥氏体 (γ_1)，而把经热处理由 α→γ 或 δ→γ 转变所产生的奥氏体称二次奥氏体 (γ_2)。正如前述，双相不锈钢中 α 和 γ 两相比例由钢的 Cr_q 与 Ni_q 的比值所决定，当此值一定时，钢中的 γ_2 析出取决于 γ_1 的数量和热处理条件。在平衡状态下钢中的奥氏体含量是一确定值为 $V_{\gamma 0}$，$V_{\gamma 0}=V_{\gamma 1}+V_{\gamma 2}$，若温度固定，$\gamma_1$ 量愈多则 γ_2 析出就愈少，当 $V_{\gamma 1}\geqslant V_{\gamma 0}$ 时，则发生 γ_1 溶解。

α+γ 双相不锈钢在生产过程中，如果加热温度过高，接近固相线温度，原始组织为 α+γ 双相组织有可能呈现出单一的铁素体组织，此时将丧失双相不锈钢的一切优点，应千方百计予以避免。一旦出现单相 α 相结构，可在适宜的温度回火（或加热），钢中可发生 α→γ 转变，即析出 γ_2，其转变相当快，形态为针状或羽毛状，随析出温度提高和时间的延长，其数量不仅增加，而且 γ_2 尺寸也随之粗化，对钢的性能将带来不利影响。如果在热处理之前，在双相区存在温度进行热加工或施加大变形量冷加工，则可得到具有良好综合性能的微细双相结构，且 γ_2 的形态呈等轴状。

(3) α+γ 双相不锈钢中的析出相

在双相不锈钢中，由于具有 α+γ 双相组织，第二相的析出有其特性，在双相不锈钢中的析出行为及合金元素的影响如图 13.7-639 所示。第二相的析出与温度、保温时间以及所含合金元素相关。

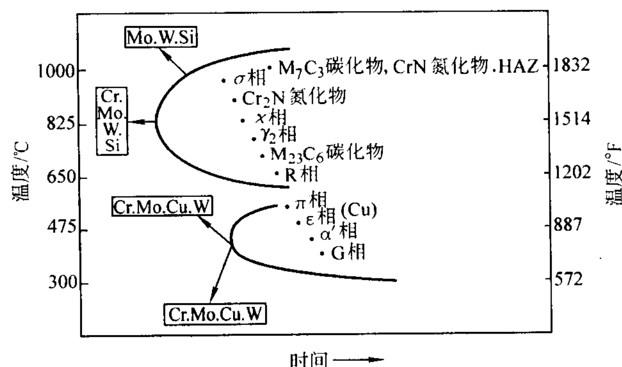


图 13.7-639 双相不锈钢的时间-温度转变图 (TTT 图)

碳化物的析出，在早期的双相不锈钢中，由于碳含量较高，在低于 1 050℃加热时，可在铁素体和奥氏体晶界处析出碳化物，在 950~1 050℃为 M_7C_3 型碳化物，而低于 950℃时为 $M_{23}C_6$，在双相不锈钢中沿晶界析出的碳化物对耐晶间腐蚀性能的影响不如纯铁素体和纯奥氏体钢那么大，可以利用在高于碳化物溶解温度进行加热并快冷的热处理方式避免 M_7C_3 的析出，但难于抑制 $M_{23}C_6$ 的析出。当前的超低碳类型的双相不锈钢，其碳化物析出量有限，不足以形成碳化物网状，因此不必担心其析出所带来的危害。

双相不锈钢中的金属间相的形成类似于奥氏体和铁素体不锈钢，且兼顾两类钢的特点。关于 σ 相、χ 相、α′ 相、Cr_2N 等在双相钢中都可能存在，这些相的特点和对性能的影响，在前文中已经述及。

R 相，在某些双相不锈钢中已观察到 R 相的存在，在 0Cr21Ni7Mo2.5Cu1.5 (Uranus50) 钢中的化学式为 Fe_2Mo，而在 00Cr18Ni5Mo3Si2 钢中为 Fe2.4Cr1.3MoSi。R 相是一种脆性相，属三角晶系，对钢的韧性有害，对耐点蚀性能也产生不

利影响。

π相，近年来在22Cr-8Ni-3Mo焊缝金属中，在600℃时效时，发现π相的存在，它与R相类似，在铁素体晶粒内析出，含有大量的铬和钼，约含质量分数为18%Fe、35%Cr、34%Mo和3%Ni。化学式为Fe7Mo13N4，属立方晶系。

Fe3Cr3Mo2Si2相，在00Cr18Ni5Mo3Si2钢中，经固溶处理后，再经450～750℃等温时效会析出一种片状金属间相——Fe3Cr3Mo2Si2相，660℃为其析出的最敏感温度，700℃显著减少，750℃以上消失。此相的析出往往在α/γ相界及α晶界，亚晶界析出，有时也会以细针状向晶内延生，并常常与在晶界上析出的Fe2.4Cr1.3MoSi相（R相）共存。它的析出可导致18-5型双相不锈钢在550～650℃温度内沿晶脆断。

双相不锈钢中的马氏体，依据牌号成分不同，可通过形变或低温处理产生γ→M相变过程，使钢的组织中含有马氏体，其数量与合金成分及变形量相关，随变形量加大，形变马氏体数量增加。

α+γ双相不锈钢兼有奥氏体不锈钢和铁素体不锈的一些特性，与此同时又具有独特的力学性能和耐蚀性，因此它广泛应用于铁素体和奥氏体不锈钢不能胜任的服役环境中，下面将按已成功应用的一些典型双相不锈钢牌号介绍它们的性能。

高合金型双相不锈钢铬的质量分数高达25%，在双相不锈钢系列中出现最早，例如美国的329，随后各主要工业国家都有发展，牌号也较多，应用也很广泛。早期发展的有低碳不含钼的Cr25Ni5型钢，例如IN-744（0Cr26Ni6Ti）和2323（0Cr26Ni5）等，随后各国发展了一批含质量分数为1%～3%Mo的高铬双相不锈钢，提高了钢的耐腐蚀性，扩大了使用范围，并先后纳入标准，例如329J1（0Cr25Ni5Mo2）和DIN1.4582（0Cr25Ni7Mo1.5）等，但是焊后因近焊缝区的铁素体数量增多，甚至可能成为单相组织而恶化了钢的性能，从而限制了使用；为解决这一问题，20世纪70年代以后发展了两相比例更加适宜的超低碳含氮双相不锈钢，除钼以外，有的牌号还加入了铜、钨等进一步提高耐腐蚀性的元素，例如NTK R-4（00Cr25Ni5Mo2N）和DP3（00Cr25Ni7Mo3WCuN）等。

超级双相不锈钢是指PREN＞40，含质量分数为25%Cr和高钼(＞3.5%)，高氮（0.22%～0.30%）的钢，主要的牌号有UNS S32550（UR52N⁺）、S32750（SAF 2507）和S32760（Zeron 100），分别由法国CLI、瑞典SANDVIK和英国MATER＋PLATT等公司开发的，它们的变形材约在1990和1991年先后问世，近年走人市场。这3种钢的成分是相近的，区别在于钨和铜的含量不同。这里重点介绍应用较多的SAF 2507钢。

2.4.1　00Cr23Ni4N

00Cr23Ni4N钢是瑞典开发的一个低合金型的双相不锈钢，具有双相不锈钢的共性特点，是作为一个具有高强度和价廉特色，能代替304L和316L常用奥氏体不锈钢而开发的钢种。它已被美国机械工程学会（ASME）确认可用于锅炉和压力容器、化工厂和炼油厂的管道，不少国家已纳入标准。美国标准为UNS S32304，瑞典的商业牌号为SAF 2304。

（1）化学成分和显微组织

SAF 2304钢典型的化学成分见表13.7-484，固溶处理温度为1 000℃左右，组织有体积分数为40%～50%铁素体和50%～60%奥氏体。

表13.7-484　SAF 2304双相不锈钢的化学成分（质量分数）　%

钢号	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr	Ni	Mo	N	Cu
UNS S32304	0.030	1.0	2.5	0.030	0.040	21.5～24.5	3.0～5.5	0.05～0.6	0.05～0.20	0.05～0.6
SAF 2304	0.03	0.5	1.2	0.04	0.04	23	4.5		0.1	

（2）力学性能

表13.7-485、表13.7-486分别列出了SAF 2304钢钢管和钢板的室温力学性能和钢板的高温力学性能。钢的脆性转变温度曲线如图13.7-640所示，转变温度接近－50℃。

表13.7-485　SAF 2304双相不锈钢的室温力学性能

钢种	钢材品种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_5/%	A_K/J
SAF 2304	钢管（外径≤25.4 mm）	≥690	≥450	≥25	—
	钢板	≥600	≥400	≥25	≥100

表13.7-486　SAF 2304双相不锈钢的高温力学性能

钢种	钢材品种	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa
SAF 2304	钢板	50	600	370
		100	570	330
		200	530	290
		300	500	260

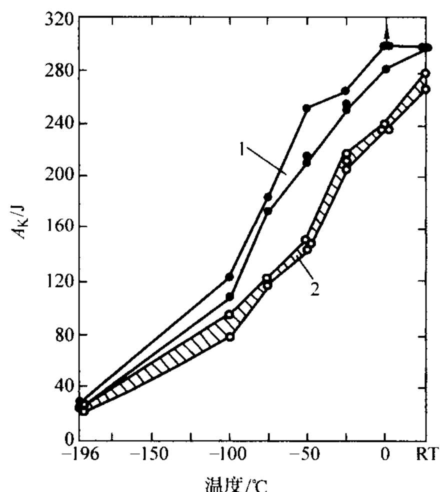


图13.7-640　SAF 2304双相不锈钢的脆性转变温度曲线
（固溶温度1 050℃，30 min，水冷）
1—纵向试样；2—横向试样

（3）耐蚀性

1）耐点蚀性　SAF 2304钢的PRE值为25，与316L钢的数值相当。图13.7-641为在300 mV电位下，NaCl溶液中几种钢的临界点蚀温度（CPT）与氯离子含量的关系。SAF 2304钢的CPT值高于304L，和316L相当。

2）耐应力腐蚀性　图13.7-642为在高压釜的中性氯化物溶液中几种钢的试验结果，外加应力相当于在该温度下的钢的屈服强度，试验时间为1 000 h，曲线之下为不发生应力腐蚀破裂的区域。

3）耐晶间腐蚀性　SAF 2304钢的耐晶间腐蚀性能良好，能够通过$CuSO_4$＋H_2SO_4铜屑法的检验。Huey法（65% HNO_3）5个周期的试验结果如图13.7-643所示。

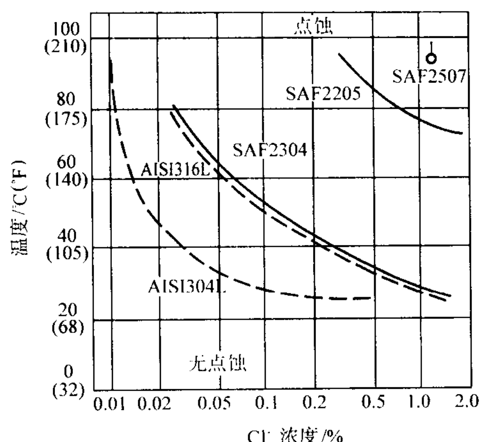


图 13.7-641 在中性氯化物溶液中不同钢种的临界点蚀温度（CPT）对比

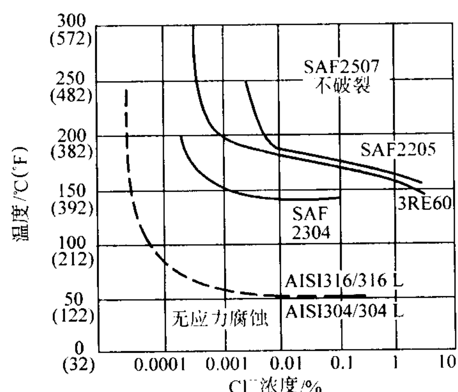


图 13.7-642 SAF 2304 钢与其他钢种在含氧的中性氯化物水中的应力腐蚀抗力

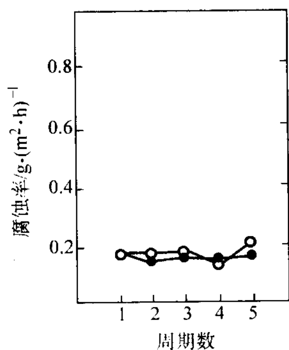


图 13.7-643 对 SAF 2304 钢 Huey 法 5 个周期的试验结果

○ 1 000℃，30 min，水冷；● 1 000℃，30 min，空冷

4）耐均匀腐蚀性 SAF 2304 在硝酸中有很好的耐腐蚀性，可与 304L 媲美（图 13.7-644），在另一些酸（如硫酸）中，其耐腐蚀性与 316L 钢相当（图 13.7-645），而在有机酸（如甲酸）中，甚至还优于 316L 钢（图 13.7-646）。

（4）物理性能

SAF 2304 钢的物理性能见表 13.7-565～表 13.7-569。

（5）焊接性能

SAF 2304 有好的焊接性，焊前不需预热，焊后不需热处理。适宜采用 SMAW，GTAW，GMAW 及 SAW 法进行焊接。采用 GTAW 法焊接时，需要填丝，并要使用纯氩或 Ar + 2% N_2（体积分数）作为保护气体。推荐使用的焊接材料见表 13.7-487。

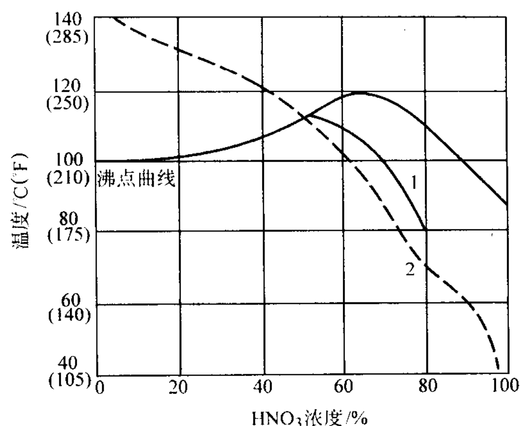


图 13.7-644 SAF 2304 和 304L 钢在硝酸中的等腐蚀图

（曲线表示腐蚀速率为 0.1 mm/a）

1—SAF 2304；2—304L

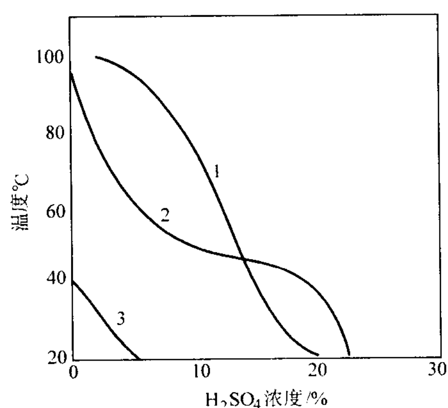


图 13.7-645 SAF 2304，304L，316L 钢在静止硫酸中的等腐蚀图

（曲线表示腐蚀速率为 0.1 mm/a）

1—SAF 2304；2—316L；3—304L

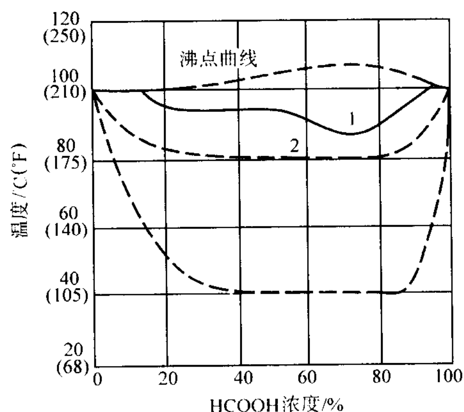


图 13.7-646 SAF 2304，304L，316L 钢在甲酸中的等腐蚀图

（曲线表示腐蚀速率为 0.1 mm/a）

1—SAF 2304；2—316L；3—304L

表 13.7-487 SAF 2304 钢使用的焊接材料（质量分数）%

Sandvik 牌号	C max	Si	Mn	P max	S max	Cr	Ni	Mo	N
22.8.3L（焊丝）	0.02	0.5	1.6	0.020	0.015	22.5	9	3.2	0.16
22.9.3LR（钛型焊条）	0.025	1.0	0.8	0.03	0.025	22	9	3.0	0.14
22.9.3LB（碱性焊条）	0.04	<0.9	0.8	0.03	0.025	22	9	3.0	0.15

（6）冷、热加工性能

1）热成形　成形温度范围为1 100～950℃，成形后淬火处理。

2）冷成形　成形方法与奥氏体不锈钢相同，开始变形困难，达到屈服极限后，变形与奥氏体不锈钢相同。SAF 2304钢的深拉，冷旋压等成形要比奥氏体不锈钢困难。

3）热处理　固溶处理温度为950～1 050℃，急冷。消除应力退火温度为550～600℃。

（7）用途

SAF 2304钢有很好的力学和物理性能，耐应力腐蚀和其他的腐蚀形式以及好的焊接性，使它有可能代替304，304L，316，316L等奥氏体不锈钢使用。可用于制造胺回收设备、碳氢化合物的发酵等设备。

此外，还可用于制造工业的热交换器，纸浆和造纸工业的蒸煮锅预热器以及湿热、近海地区的火车座椅架等。

2.4.2 00Cr21Mn5NiN

00Cr21Mn5NiN钢是瑞典Avesta Polarit最近开发的一个新牌号，命名为LDX 2101。该钢组织稳定，强度高，耐腐蚀性与304钢相当，可焊接，其寿命周期成本较奥氏体不锈钢低。

（1）化学成分和显微组织

LDX 2101钢的典型化学成分见表13.7-488。经1 050℃固溶处理后，钢中含有几乎等量的铁素体和奥氏体，凝固态的元素偏析和金属间相的析出较通常双相不锈钢敏感性差（见图13.7-647），其组织稳定性较1.4462（00Cr22Ni5Mo3N）钢好。

表13.7-488　LDX 2101钢的典型化学成分（质量分数）%

钢种	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N
LDX 2101	0.03	0.7	5.0	21.5	1.5	0.3	0.3	0.22

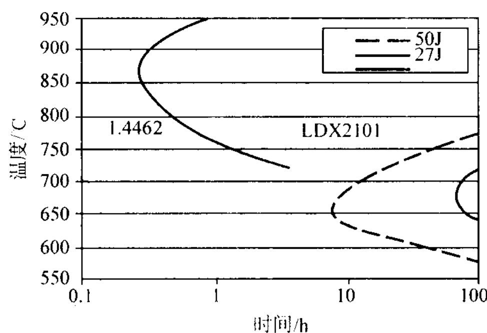


图13.7-647　1.4462钢和LDX 2101钢的T-T-Charpy V曲线图（15 mm）

1.4462—00Cr22Ni5Mo3N

（2）力学性能

表13.7-489列出LDX 2101经固溶处理后钢板的室温力学性能。

表13.7-489　LDX 2101双相不锈钢板的室温力学性能

钢种	钢板状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	HB
LDX 2101	热轧板，15 mm	700	480	38	225
	热轧带，4 mm	790	570	38	230
	冷轧板，1 mm	840	600	40	230

（3）耐蚀性

1）点蚀　LDX 2101钢的CPT值为22，高于304钢，与316钢的数值相当。

2）应力腐蚀　在3.6M $CaCl_2$，100℃溶液中，进行四点弯梁固定应变试验（载荷取60%～90% $\sigma_{0.2}$值）和在3M $MgCl_2$，100℃溶液中，进行U形弯曲试验。LDX 2101钢均通过500 h试验。

3）晶间腐蚀　LDX 2101钢的耐晶间腐蚀性能良好，能够通过$CuSO_4+H_2SO_4$铜屑法和$Fe_2(SO_4)_3+H_2SO_4$法的检验。

4）均匀腐蚀　在不同浓度和温度的硫酸中，LDX 2101钢的等腐蚀曲线（0.1 mm/a）如图13.7-648所示。

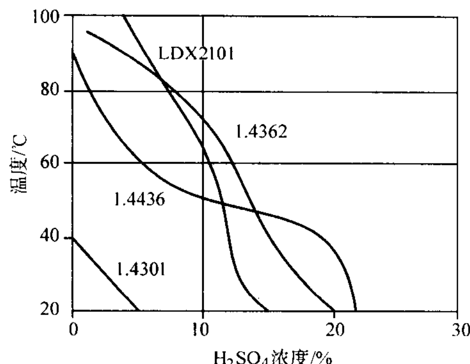


图13.7-648　LDX 2101钢与其他钢在H_2SO_4溶液中的等腐蚀曲线（0.1 mm/a）

1.430 1—304；1.443 6—316；1.436 2—00Cr23Ni4N

（4）焊接性能

焊接性能良好，可进行钨极氩弧焊（GTAW）、等离子弧焊（PAW）、埋弧焊（SAW）等，可制造有缝焊管。用2 209焊丝填丝。焊管经1 050～1 070℃固溶处理。

SAW法焊接后，焊接接头的拉伸强度较母材板高出30～40 MPa，－50℃时的焊缝冲击值为47 J，近缝热影响区的为54 J，与母材板相近。

（5）用途

LDX 2101钢目前尚未大量推广应用。鉴于它具有较好的综合性能，潜在的用途范围很宽，尤其用于结构件很有前途，例如可代替1.4462（2205）双相不锈钢用于桥梁结构，还可用制混凝土中的钢筋，解决在有氯离子污染环境中材料的腐蚀问题。

此外，还可取代304钢和316钢制造容器、塔器、热水储罐和加热器等。

2.4.3 1Cr21Ni5Ti

这是最早由前苏联开发的铁素体-奥氏体型不锈钢。1961年已纳入标准，中国经研制后，1975年纳入国标（GB 1220—75）。该钢种是为了节镍，代替1Cr18Ni9Ti而设计的，但比后者有更好的力学性能，特别是强度较高。

（1）化学成分和显微组织

1Cr21Ni5Ti钢的化学成分见表13.7-490。

此钢经950～1 050℃固溶处理后，钢中的铁素体体积分数为55%～70%。

在400～500℃范围内长期保温，出现475℃脆性；在600～750℃短期时效，由于碳化物的析出而使合金元素贫化，奥氏体会发生马氏体相变；在650～700℃长期保温会出现σ相脆化。

（2）力学性能

1Cr21Ni5Ti钢的室温力学性能见表13.7-491，高温力学性能见表13.7-492。

1Cr21Ni5Ti钢管变形过程中会产生马氏体转变，其对钢力学性能和饱和磁化强度的影响见表13.7-493。由表可以看出：150℃的温轧不仅抑制了马氏体的转变，而且降低了冷作硬化倾向，从而提高了每一道次的压下量。因此，在冷变形前采用预热（例如生产带卷）的温轧工艺流程。

表 13.7-490 1Cr21Ni5Ti 双相不锈钢的化学成分（质量分数） %

钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti
1Cr21Ni5Ti	0.09~0.14	≤0.8	≤0.8	≤0.035	≤0.030	20~22	4.8~5.8	5(C% - 0.02)~0.8

表 13.7-491 1Cr21Ni5Ti 钢的室温力学性能

热处理制度（或状态）	产品规格	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	弯曲次数或弯曲角度
950~1 100℃，水或空冷		600	350（σ_s）	20	40		
980℃，40 min，水冷	ϕ20 棒材	678	469	28	64.3	135	
980~1 050℃，30 min，空冷	6 mm 厚中板	794/813	592	26.6/27.1			
热处理状态	1.5 mm 厚薄板	700/850	520/600	22/32		4/6	
冷轧状态		900/1 150	700/900	8/10			2/3
固溶后 500℃时效		950	900	4/10		4/6	100~180°

表 13.7-492 1Cr21Ni5Ti 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
试样以 2 min/mm 的速度加热至 1 000℃，水冷	100	700	450	20	
	200	600	400	10	
	300	600	350	10	
	400	500	350	10	
	500	450	300	15	
	600	300	250	20	
	700	150	100	20	
	800	120		64	82
	900	70		95	91
	1 000	30		90	67
	1 100	20		90	70
	1 200	10		143	78

表 13.7-493 变形温度和变形量对 1Cr21Ni5Ti 钢力学性能和饱和磁化强度的影响

钢材状态	压下量 /%	轧制道次	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	4πIS /Gs
热轧态	0	—	720	550	26.0	7 500
150℃温轧后	33	3	880	750	15.8	7 740
冷轧后	27	5	1 070	1 020	10.5	11 200

（3）耐蚀性

1Cr21Ni5Ti 钢在氧化性酸和有机酸中有很好的耐腐蚀性，可以代替 1Cr18Ni9Ti 钢使用，钢的腐蚀数据见表 13.7-494。由于钢中含有稳定化元素钛，又是两相组织，一般无晶间腐蚀倾向。

表 13.7-494 1Cr21Ni5Ti 钢在 HNO_3 和草酸中的腐蚀速度

介质条件			试验时间 /h	腐蚀速度 /mm·a^{-1}
种类	浓度/%	温度/℃		
HNO_3	65	沸腾	96~192	0.50
草酸	10	沸腾	96~192	0.01
草酸 + NaCl	草酸 10 份 + NaCl 1 份	沸腾	22	5.6~7.1

（4）物理性能

见表 13.7-565~表 13.7-569。

（5）焊接性能

1Cr21Ni5Ti 钢的焊接性良好，可以采用各种方法进行焊接。采用与母材成分相同的焊接填充材料后，焊缝金属的性能与母材相近。采用手工焊接（SMAW）时，也可使用不含稳定元素的 18-8 型奥氏体不锈钢焊条。钢的焊后力学性能见表 13.7-495。

表 13.7-495 1Cr21Ni5Ti 钢母材和不同方法焊接后焊接接头的力学性能

焊接方法	焊接材料	母材			焊接接头				
		σ_b /MPa	α /（°）	A_K /J	σ_b /MPa	α/（°） 纵向	横向	A_K/J 沿焊缝	近焊缝
SAW	成分同母材的 ϕ2 mm 焊丝	797	180	65	814		180	105	
GMAW(CO_2)保护	成分同母材的 ϕ2 mm 焊丝	957	125	42	843		180	65	
SMAW	成分同母材的 ϕ2 mm 焊芯	797	180	65	844	101	118	66	
GTAW	1.5 mm 厚板，不填丝	880	180		775		180	79	81
	2.0 mm 厚板，不填丝	797	180	65	784				

（6）冷、热加工性能

1Cr21Ni5Ti 钢的冷、热加工性能良好。热加工温度范围为 1 050~800℃。在 950~1 050℃时有最好的热塑性。由于屈服强度较高，故冷加工时，尤其管材扩口和薄板深冲都较奥氏体不锈钢稍差，但是一旦屈服变形后，即可顺利加工。

根据ГОСТ 7350—77，1Cr21Ni5Ti钢冷、热轧钢板（冷轧为4～5 mm厚，热轧为4～50 mm厚）的热处理制度为950～1 050℃淬火。

（7）用途

1Cr21Ni5Ti钢可用来代替1Cr18Ni9Ti钢使用，多用来制造既耐氧化性酸腐蚀，又要求有较高强度的设备或部件，在航空工业上用于制造航空发动机壳体和火箭发动机燃烧室外壁。

2.4.4　00Cr18Ni5Mo3Si2，00Cr18Ni5Mo3Si2Nb

早在20世纪60年代初期，瑞典即开发了耐应力腐蚀的3RE60双相不锈钢，由Sandvik厂生产，用于纸浆和造纸工业。20世纪70年代初，中国在3RE60钢的基础上，加入了质量分数为0.06%～0.10% N，调整了焊接HAZ的两相比例，进一步改进了钢的耐SCC性能，使00Cr18Ni5Mo3Si2钢在国内得到了大量的推广应用；与此同时还开发了耐高温高压水（含微量氯离子和溶氧）的00Cr18Ni5Mo3Si2Nb双相不锈钢。

这种Cr18型的双相不锈钢是目前合金元素含量最低，可焊性良好的耐应力腐蚀钢种，它在氯化物介质中的耐点蚀性能与317L钢相当，耐中性氯化物应力腐蚀性能显著优于普通18-8型奥氏体不锈钢，用于承受较低应力（$\leqslant\sigma_{0.2}$）和较低浓度氯化物条件下的设备和部件，尤其耐以点蚀为起源的应力腐蚀效果显著，他有较好的强度-韧性综合性能，冷热加工工艺性能及焊接性能，适用于结构材料。

（1）化学成分和显微组织

两种双相不锈钢和3RE60钢的化学成分见表13.7-496，为控制两相的平衡，成分范围控制极为严格。00Cr18Ni5Mo3Si2Nb钢是在3RE60钢的基础上提高了镍量，还加入了氮和铌，目的是提高奥氏体相的稳定性，即使在1 300℃左右的高温，仍能保持有稳定的双相结构，而且具有良好的耐晶间腐蚀和耐晶间型SCC的性能。

表13.7-496　Cr18型几种双相不锈钢的化学成分（质量分数）　%

钢　种	C max	Si	Mn	S max	P max	Cr	Ni	Mo	N	Nb
00Cr18Ni5Mo3Si2	0.03	1.3/2.0	1.0/2.0	0.03	0.03	18.0/19.5	4.5/5.5	2.5/3.0	0.06/0.1	
00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	0.03	1.5/2.0	1.0/2.0	0.03	0.035	18.0/19.0	5.5/6.5	2.5/3.0	加	加
3RE60①	0.03	1.4/2.0	1.2/2.0	0.03	0.03	18.0/19.0	4.25/5.25	2.5/3.0	—	—

① 根据ASTM A669的成分。

双相不锈钢的正常热处理温度是980～1 050℃，随温度的升高，铁素体量增多，至1 300～1 350℃时，呈单一的铁素体组织，晶粒也会随之长大。焊接时，近缝区在短时间即完全呈单一铁素体，如果化学成分平衡的较好，冷却时在晶界会再形成板条状，类似魏氏组织的奥氏体，这样，可以得到与基体金属相似的性能。

双相不锈钢在300～950℃范围加热后，有σ、χ等金属间相以及α′（475℃脆性）相的析出，这些相的析出会使钢的冲击韧性和耐腐蚀性下降。

（2）力学性能

双相不锈钢兼有铁素体和奥氏体不锈钢力学性能的特征，既有较高的强度（约为1Cr18Ni9Ti钢的2倍），又有良好的韧性。然而以铁素体为基的双相不锈钢也具有铁素体不锈钢所固有的各种脆化倾向，但比铁素体不锈钢小。表13.7-497，13.7-498分别列出Cr18型双相不锈钢的室温和高温力学性能。

表13.7-497　Cr18型双相不锈钢的室温力学性能

钢　种	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J	HRC
00Cr18Ni5Mo3Si2	≥630	≥440	≥25	≥60	≥150	～20
00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	720	460	35	60	≥150	—
3RE60	700/900	450	30		150	26

表13.7-498　Cr18型双相不锈钢的高温力学性能

钢　种	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
00Cr18Ni5Mo3Si2	100	678		41
	200	640	395	35
	300	635	375	31
	400	648	355	30
3RE60	100	—	370	—
	200	—	330	—
	300	—	320	—
	400	—	310	—

00Cr18Ni5Mo3Si2钢的脆性温度区间如图13.7-649所示，脆性转变温度曲线（DBTT）如图13.7-650所示。以上两图是U形缺口的冲击试样的试验结果。

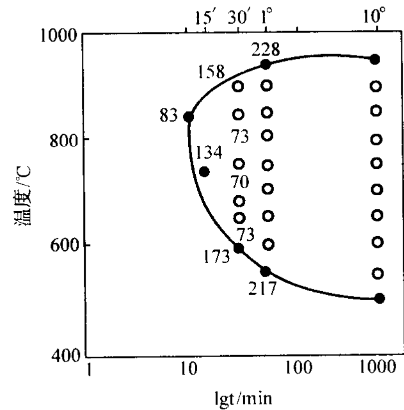


图13.7-649　00Cr18Ni5Mo3Si2钢的脆性温度区间（γ = 40%）
（曲线之左 A_K > 80 J，曲线之右 A_K < 80 J）

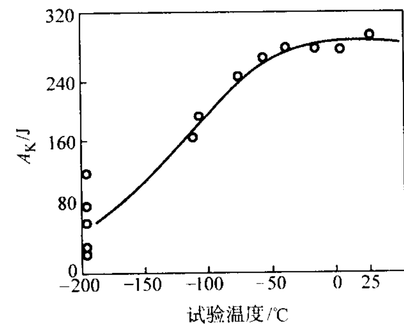


图13.7-650　00Cr18Ni5Mo3Si2钢的脆性转变温度曲线

（3）耐蚀性

1）耐点蚀性　双相不锈钢与奥氏体不锈钢的耐点蚀当

量值的对比见表13.7-499，在含氯环境中双相不锈钢的耐点蚀性能优于304钢和316L钢。

表13.7-499 几种钢的耐点蚀当量值的对比

（计算公式：%Cr + 3.3 × %Mo + 16 × %N）

钢 种	Cr	Mo	N	PREN
00Cr18Ni5Mo3Si2	18.5	2.7	0.08	28.7
3RE60	18.5	2.7	—	27.4
316L	17	2.7	—	25.9
304	18.4	—	—	18.4

在不同介质中，双相不锈钢的点蚀电位列于表13.7-500，在$FeCl_3$溶液中的腐蚀速率列于表13.7-501，在3%NaCl溶液中的点蚀电位同溶液温度的关系如图13.7-651所示。

表13.7-500 Cr18型双相不锈钢的点蚀电位 mV

钢 种	3%NaCl 35℃	3%NaCl + 5%H_2SO_4 35℃	3%NaCl 通气 25℃	0.1 mol/L NaCl除气 25℃
00Cr18Ni5Mo3Si2	—	640	—	—
00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	540	—	—	—
3RE60	—	—	> 360	320
0Cr18Ni9Ti	185 ~ 230	225	—	—
0Cr18Ni12Mo2Ti	330	525	—	—
316L	—	500	260	426
317L	345	500 ~ 550	—	—

表13.7-501 Cr18型双相不锈钢在$FeCl_3$溶液中的点蚀率

$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$

钢 种	1.5%$FeCl_3 \cdot 6H_2O$ + 3%NaCl + 20 mlHAC/L，40℃，24 h	5%$FeCl_3 \cdot 6H_2O$ 35℃，4 h
00Cr18Ni5Mo3Si2	1.6	—
00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	—	2.83
3RE60	2.2	—
0Cr18Ni9Ti	3.5	14.15
0Cr18Ni12Mo2Ti	2.8	—
316L	2.6	—

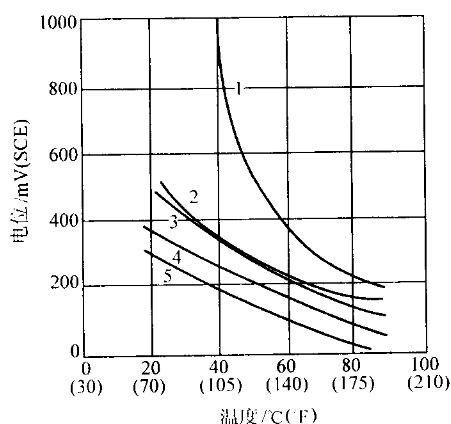


图13.7-651 3RE60钢的点蚀电位与溶液温度的关系（3%NaCl溶液）

1—2205；2—3RE60；3—317L；4—316；5—304

在不同电位下，3RE60钢的临界点蚀温度（*CPT*）与氯离子含量的关系如图13.7-652所示，一般使用的含微量氯离子的水，其腐蚀电位约在+100～+200 mV。

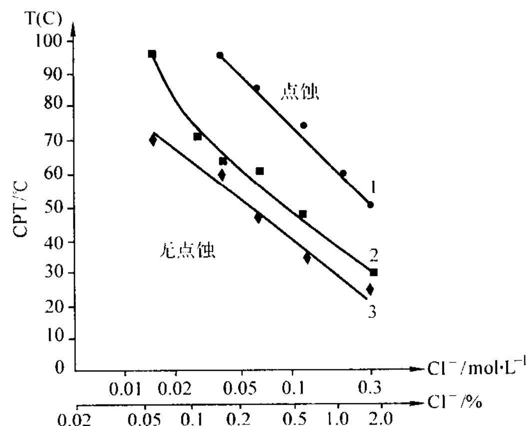


图13.7-652 不同电位下3RE60钢的*CPT*与Cl^-含量的关系

1—200 mV；2—300 mV；3—400 mV

2）耐应力腐蚀性 3RE60钢是一个耐应力腐蚀钢种。在$MgCl_2$，$CaCl_2$，NaCl溶液中的应力腐蚀破裂试验示于图13.7-653、图13.7-654和表13.7-502，以及在含微量氯离子和氧的高温水中的试验（表13.7-503）都证明：Cr18型双相不

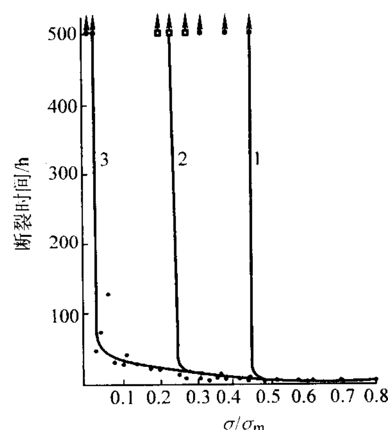


图13.7-653 在45%$MgCl_2$，pH1～2，沸腾通气溶液中恒载荷的应力腐蚀试验结果

1—2205；2—3RE60；3—316/316L

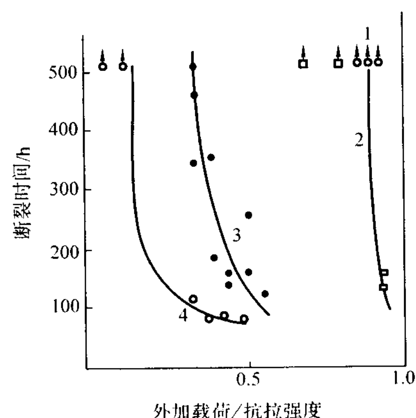


图13.7-654 在40%$CaCl_2$，pH=6.5，100℃通气溶液中恒载荷的应力腐蚀试验结果

1—2205；2—3RE60；3—316；4—304

锈钢具有比304或316等奥氏体不锈钢更佳的耐应力腐蚀性能。需要指出的是：这种类型的双相不锈钢在高浓 $MgCl_2$ 溶液中却有较高的应力腐蚀破裂敏感性，尽管如此，仍然比18-8型不锈钢的耐应力腐蚀性能力更佳。

表 13.7-502 在不同试验介质中00Cr18Ni5Mo3Si2钢与其他对比钢种的初始产生SCC的时间(恒变形U形弯曲试样)h

钢 种	25% NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$ 沸腾,108℃,pH5	40% $CaCl_2$ 沸腾,120℃,pH5	40% $CaCl_2$,100℃,pH5
00Cr18Ni5Mo3Si2	516	—	500
00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	>3 000	—	—
304L	93	213	47
316L	>1 000	140	152

表 13.7-503 几种钢在高温水中的应力腐蚀试验结果

钢 种	295℃,含 100×10^{-6} Cl^-,8×10^{-6}[O],双U形样	200℃,含 500×10^{-6} Cl^-,8×10^{-6}[O]	
		U形样	C形样
00Cr18Ni5Mo3Si2	>1 500	—	—
00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	—	>200	3 500
1Cr18Ni9Ti	—	9~25	—
316L	1 500	—	—

根据高压釜中的试验结果，得出3RE60钢在含有 $100\times10^{-6}Cl^-$ 的高温水中的开始应力腐蚀破裂的临界温度（Tcrit）如下：

3RE60 150℃ < Tcrit < 200℃

304 80℃ < Tcrit < 200℃

根据实验室和实际使用经验表明：当溶液中 $[Cl^-]\times[O]<40\times10^{-12}$ 时，温度高于175℃未发生应力腐蚀断裂。

根据3RE60钢在炼油、石油化工等工业的多年应用实践，Bernhardsson等将试验室的SCC应力腐蚀破裂试验结果（含 8×10^{-6} [O]，室温pH=6的不同氯离子的水，1 000 h）与工业上的使用结果综合绘制了一张3RE60钢产生应力腐蚀破裂的介质温度和氯离子浓度的关系图（图13.7-655）。

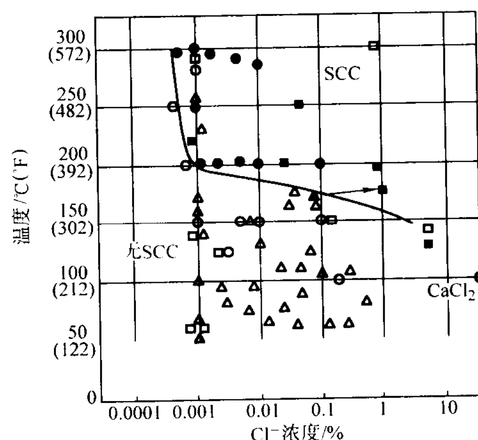


图 13.7-655 3RE60钢产生SCC的介质温度和氯离子浓度的关系

试验室试验，通气溶液：● 产生SCC ○ 无SCC

实际使用经验，Cl^- + S/H_2S：■ 产生SCC □ 无SCC

实际使用经验，Cl^- ▲ 产生SCC △ 无SCC

3）耐晶间腐蚀性 00Cr18Ni5Mo3Si2钢耐晶间腐蚀性能优良。但是，高温敏化加热或焊接时，一旦出现单相铁素体组织，仍呈现晶间腐蚀敏感性。00Cr18Ni5Mo3Si2钢的TTS曲线如图13.7-656所示，焊接热模拟温度对其晶间腐蚀敏感性的影响如图13.7-657所示。

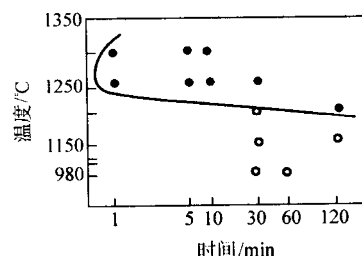


图 13.7-656 00Cr18Ni5Mo3Si2钢的温度-时间-晶间腐蚀敏感性曲线（TTS曲线）

（$CuSO_4 + H_2SO_4$ + Cu 屑法）

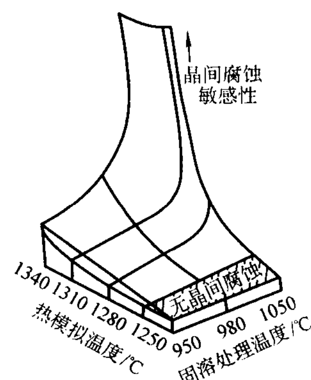


图 13.7-657 不同固溶处理温度时，3RE60钢的焊接热模拟温度对晶间腐蚀敏感性的影响

（$CuSO_4 + H_2SO_4$ + Cu 屑法）

含铌的00Cr18Ni5Mo3Si2Nb钢高温加热时，无晶间腐蚀倾向。但是，在700℃进行敏化处理，用65% HNO_3 法或 $Fe_2(SO_4)_3 + H_2SO_4$ 法检验时，却有因σ相析出而引起的晶间腐蚀倾向。

4）耐均匀腐蚀性 除在 HNO_3 等氧化性酸介质中外，在其他许多酸介质中，尤其是在有机酸，Cr18型双相不锈钢的耐均匀腐蚀性能均优于304钢，与含质量分数为2%~3% Mo的316L钢相当。图13.7-658、图13.7-659为3RE60钢在 H_2SO_4 和 H_3PO_4 中的等腐蚀图。

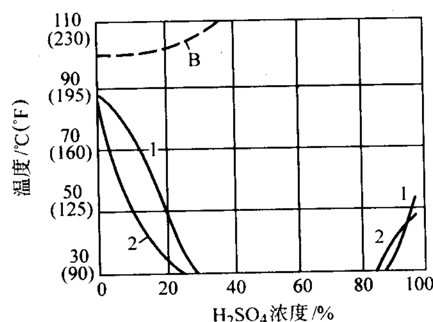


图 13.7-658 3RE60钢在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

（曲线表示腐蚀速率为0.1 mm/a）

1—3RE60；2—316L；B—沸点

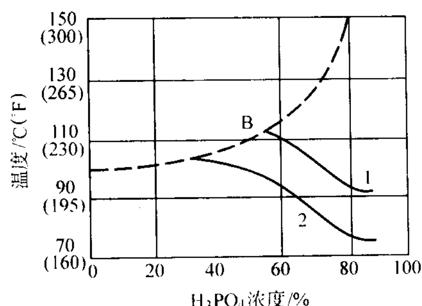


图 13.7-659 3RE60 钢在 H_3PO_4 中的等腐蚀图

(曲线表示腐蚀速率为 0.1 mm/a)

1—3RE60；2—316L；B—沸点

(4) 物理性能

这两个牌号双相不锈钢的物理性能见表 13.7-565 ~ 表 13.7-569。

(5) 焊接性能

Cr18 型双相不锈钢的焊接性良好，热裂纹倾向低，脆化倾向小。薄板和冷拉管适宜采用 GTAW（TIG）法进行焊接，填丝是必要的。中板可用 SMAW 等法进行焊接。单面焊时，根部焊道建议采用 TIG 法焊接，一般不需要焊前预热和焊后热处理。为防止焊缝和焊接热影响区（HAZ）出现单相铁素体组织，焊接时注意控制线能量和层间温度。

选用的焊接材料见表 13.7-504。

(6) 冷、热加工性能

00Cr18Ni5Mo3Si2 钢的冷加工及冷成形性能较奥氏体不锈钢为差，钢的各向异性显著，冷加工硬化大，尤其在变形初期。一般冷变形，例如胀管后不需要进行热处理，然而，在有应力腐蚀危险性的条件下，当变形量超过约 20% 时，就需进行固溶退火热处理，加热温度一般为 950 ~ 1 050℃。

表 13.7-504 Cr18 型双相不锈钢用焊接材料化学成分（质量分数） %

种类	牌 号	C max	Si	Mn	S max	P max	Cr	Ni	Mo	其 他
焊丝	3RS63	0.025	0.85	1.4	0.015	0.015	18.5	11.5	2.7	
	3RE13	0.025	0.4	1.7	0.015	0.015	24.5	12.5	—	
	Sanicro72① (Inconel 82)	0.030	0.15	3.0	0.010	0.010	20	72.5	—	Nb2.5Fe≤1.0 Ti0.32
焊条	3RE60-PW	0.030	1.0	1.2			19	9	2.7	
	Sp298①	0.03	1.0	1.5			19.5	10	2.8	
	奥 022 硅	0.04	1.0	2.0	0.03	0.03	19.5	10	2.8	
	奥 312（超低碳）	0.04	1.0	2.5	0.025	0.035	24	12.5	2.5	
	仿 Inconel 182①	0.03	0.5	7.5	0.015	0.015	20	余	—	Nb2.3Fe≤7.0

① 用于异种钢的焊接。

00Cr18Ni5Mo3Si2 钢的热塑性较好，热加工温度范围较宽，900 ~ 1 200℃ 均能变形，2.3 t 的大钢锭可以不经过锻造，直接在 800 轧机上进行开坯。

(7) 用途

无论 Sandvik 厂的 3RE60 钢，还是国内的 00Cr18Ni5Mo3Si2 钢都得到了广泛的应用，主要用在纸浆和造纸、炼油、化肥、化工和石油化工等工业领域，大多数用制热交换器，冷凝冷却器等，许多情况是代替 304 钢和 316 钢，在它们发生应力腐蚀破裂的环境下使用；也有的是利用双相不锈钢的高腐蚀疲劳强度，例如用制造纸压力滚筒机、甲铵泵泵体等，也有的是利用它与碳钢相近的线（膨）胀系数，制造合成甲醇厂的管式反应器等。

2.4.5 00Cr22Ni5Mo3N

瑞典继开发了 3RE60 双相不锈钢之后，又针对油气工业管线用材首先开发出了 SAF 2205 钢，纳入了 ASTM A789，A790，A240，A276 等标准，美国牌号为 UNS S31803；20 世纪 80 年代以后，各国相继开发了类似钢种，并纳入标准。德国有 W-Nr.1.4462，DIN X2CrNiMoN2253，法国有 Z2CND22-05-03，瑞典有 SS2377，英国有 BS 318S13 等。SAF 2205 钢自 20 世纪 70 年代后期开始用于油气管线，这是最早使用在这方面的双相不锈钢，为了改进相的平衡和避免有害相的析出，近年从 UNS S31803 钢又派生出 UNS S32205 钢，后者具有更窄的区间，ASTM 专门为这两个钢制订了冶金产品有害金属间相的检验标准（ASTM A923—98）。中国在 20 世纪 80 年代也开始研制相当于 SAF 2205 钢的 00Cr22Ni5Mo3N 双相不锈钢，它在中性氯化物溶液和 H_2S 中的耐应力腐蚀性能优于 304L、316L 奥氏体不锈钢及 18-5Mo 型双相不锈钢。可进行冷、热加工及成形，焊接性良好，该钢适用于结构材料，是目前世界在双相不锈钢中应用最普遍的牌号。

(1) 化学成分和显微组织

00Cr22Ni5Mo3N 双相不锈钢及各国类似钢的化学成分见表 13.7-505。

00Cr22Ni5Mo3N 钢在固溶状态（1 020 ~ 1 100℃水冷）下

表 13.7-505 00Cr22Ni5Mo3N 双相不锈钢的化学成分（质量分数） %

钢 种	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr	Ni	Mo	N
00Cr22Ni5Mo3N	0.03	1.0	1.0	0.03	0.035	21.0/23.0	5.5/6.5	2.5/3.5	0.1/0.2
SAF 2205	0.03	1.0	2.0	0.02	0.03	22	5.5	3.2	0.18
W-Nr.1.4462	0.03	1.0	2.0	0.015	0.035	21.0/23.0	4.5/6.5	2.5/3.5	0.10/0.22
UNS S31803①	0.03	1.0	2.0	0.02	0.03	21.0/23.0	4.5/6.5	2.5/3.5	0.08/0.20
UNS S32205①	0.03	1.0	2.0	0.02	0.03	22.0/23.0	4.5/6.5	3.0/3.5	0.14/0.20

① 取自 ASTM A240/240M—99a。

铁素体数量约为体积分数40%～50%，随着温度的升高铁素体量逐渐增加，并且晶粒成等轴状，至1 300℃时此钢仍保留一定量的γ相。钢在350～975℃范围加热后有Cr_2N、σ、χ和α′相的析出。

(2) 力学性能

表13.7-506、表13.7-507分别列出00Cr22Ni5Mo3N钢的室温及高温力学性能。

表13.7-506 00Cr22Ni5Mo3N钢的室温力学性能

钢 种	产品规格	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	A_K/J	HRC
00Cr22Ni5Mo3N	φ20 mm，棒材	≥680	≥450	≥25	≥150	～20
SAF 2205	壁厚≤20 mm，管材	680/800	>450	>25		HV ～260
	毛坯厚≤200 mm，锻件	680/880	>410	>25		～260

表13.7-507 00Cr22Ni5Mo3N钢高温力学性能

钢 种	产品规格	温度 /℃	σ_p /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%
00Cr22Ni5Mo3N	φ20 mm，棒材	100	710	470	37
		200	680	393	32
		300	650	380	30
SAF 2205	壁厚≤20 mm，管材	100	>630	>370	—
		200	>580	>330	—
		300	>560	>310	—
	毛坯厚≤200 mm，锻件	100	>630	>365	—
		200	>580	>315	—
		300	>560	>285	—

SAF 2205钢的脆性温度区间如图13.7-660。该图仅示出了σ、χ等脆性相对A_K值的影响。钢的脆性转变温度曲线(DBTT)如图13.7-661所示，以上两图都是V形缺口冲击试样的试验结果。

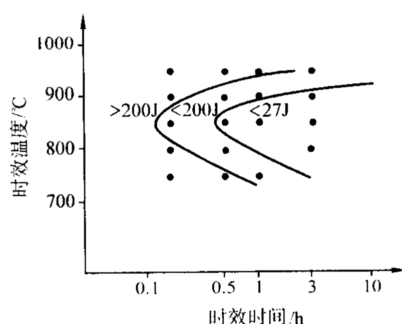


图13.7-660 SAF 2205钢的脆性温度区间

(3) 耐蚀性

1) 耐点蚀性 00Cr22Ni5Mo3N双相不锈钢与Cr18型双相不锈钢及奥氏体不锈钢耐点蚀当量值对比见表13.7-508。在3%NaCl+5%H_2SO_4，35℃介质中的点蚀电位列于表13.7-509，在$FeCl_3$溶液中的点蚀率列于表13.7-510，在3%NaCl溶液中的点蚀电位同溶液温度的关系如图13.7-651。

图13.7-662是SAF 2205钢按ASTM G48A标准，在6% $FeCl_3$溶液中经24 h试验后得出的临界点蚀温度(*CPT*)值。

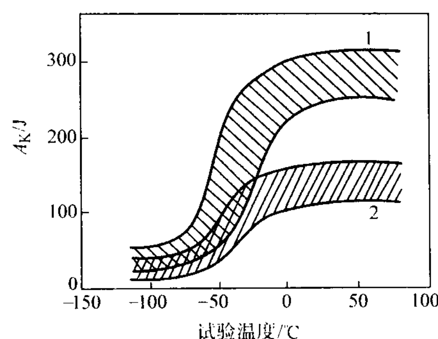


图13.7-661 W-Nr.1.4462钢的脆性转变温度曲线

1—纵向试样；2—横向试样

表13.7-508 几种钢的耐点蚀当量值的对比

(计算公式：Cr+3.3×%Mo+16×%N)

钢 种	Cr	Mo	N	PREN
00Cr22Ni5Mo3N	22	3.2	0.15	35
SAF 2205	22	3.2	0.18	35.4
00Cr18Ni5Mo3Si2	18.05	2.7	0.08	28.7
316L	17	2.7	—	25.9

表13.7-509 几种钢在3%NaCl+5%H_2SO_4，35℃介质中的点蚀电位值 mV (SCE)

00Cr22Ni5Mo3N	00Cr18Ni5Mo3Si2	316L	317L
850	640	500	500～550

注：扫描速度为20 mV/min。

表13.7-510 几种钢在$FeCl_3$溶液中的点蚀率

$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$

钢 种	1.5%$FeCl_3 \cdot 6H_2O$+3%NaCl+20mL HAC/L，40℃，24 h	50 g/L $FeCl_3 \cdot 6H_2O$+0.05 mol/L HCl，50℃，48 h
00Cr22Ni5Mo3N	0.21	2.71
00Cr18Ni5Mo3Si2	1.6	5.30
316L	2.6	9.01

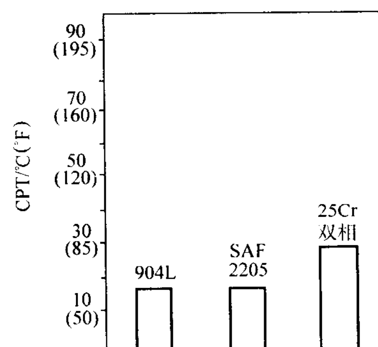


图13.7-662 三种钢在6%$FeCl_3$溶液中(24 h)的CPT值

904L-00Cr20Ni25Mo4.5Cu；25Cr双相钢25Cr-3Mo-0.2N

在300 mV电位下作出的CPT值与氯离子含量的关系如图13.7-641所示。SAF 2205双相不锈钢具有比SAF 2304双相不锈钢和304L、316L奥氏体不锈钢更佳的耐点蚀安全性。

这些试验结果与在中性充气水溶液中的实际使用经验是一致的，低的氧含量会提高 CPT 值，但若有缝隙存在，则会在低于 CPT 值的温度下诱发局部腐蚀。

2）耐缝隙腐蚀性　在 10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ 溶液中，00Cr22Ni5Mo3N 钢的缝隙腐蚀试验结果列于表 13.7-511。

表 13.7-511　几种钢的缝隙腐蚀失重试验结果　g

钢　种	10% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$，20℃，72 h，pH = 1 ~ 1.5
00Cr22Ni5Mo3N	0.52
00Cr18Ni5Mo3Si2	1.25
316L	0.69

图 13.7-663 为 SAF 2205 钢按 ASTM G48B 标准，在 6% $FeCl_3$ 溶液中经 24 h 试验后得出的临界缝隙腐蚀温度（CCT）值。

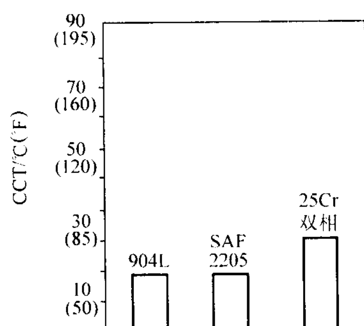


图 13.7-663　3 种钢在 6% $FeCl_3$ 溶液中（24 h）的 *CCT* 值

3）耐应力腐蚀性　00Cr22Ni5Mo3N 双相不锈钢是继 00Cr18Ni5Mo3Si2 双相不锈钢之后的耐中性氯化物的应力腐蚀钢种。在 45% $MgCl_2$ 沸腾通气溶液中恒载荷的应力腐蚀破裂试验结果如图 13.7-653 所示。在 40% $CaCl_2$、100℃通气溶液中恒载荷的应力腐蚀破裂试验结果如图 13.7-654 所示。SAF 2205 钢有很好的耐 SCC 性能，尽管外加应力已超过 $0.9\sigma_b$ 值，500 h 试验后仍未发现 SCC。

表 13.7-512 为 00Cr22Ni5Mo3N 钢在不同溶液中的应力腐蚀破裂试验结果。

表 13.7-512　在不同溶液中 00Cr22Ni5Mo3N 钢与其他钢种初始产生 SCC 的时间（h）（恒应变 U 形弯曲试样）

钢　种	25% NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$ 沸腾，108℃，pH = 5	40% $CaCl_2$ 沸腾，120℃，pH = 5	40% $CaCl_2$，100℃，pH = 5
00Cr22Ni5Mo3N	> 1 000	> 500	> 1 000
00Cr18Ni5Mo3Si2	516	—	500
316L	> 1 000	140	152
304L	93	213	47

采用恒变形 U 形弯曲试样，在含氧和氯离子的高温高压水条件下，经 1 000 ~ 2 000 h 试验后，SAF 2205 钢的 SCC 试验结果如图 13.7-664 所示。

根据图 13.7-664 高压釜中的试验结果，得出 SAF 2205 钢在含有 $100 \times 10^{-6} Cl^-$ 的高温高压水中开始应力腐蚀破裂的临界温度为 Tcrit ≈ 200℃，在更低氧含量的情况下此值还能提高，在更高应力水平或介质中含有 H_2S 时，此值会降低。

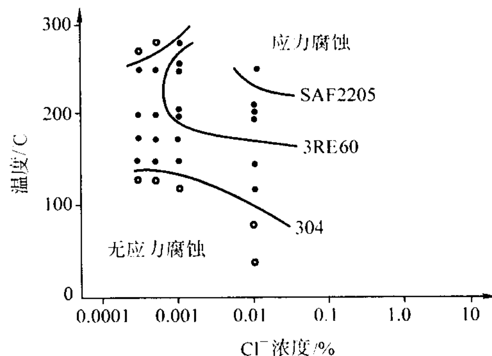


图 13.7-664　SAF 2205 钢在含 O_2 和 Cl^- 的高温高压水中的 SCC 试验结果

试验时间 1 000 ~ 2 000 h；压力：10 MPa；
O_2：(6.8 ~ 10) $\times 10^{-6}$p　H：4.5 ~ 5.9；外加应力：SAF 2205 为 400 MPa，3RE60 为 300 MPa，304 为 136 MPa

图 13.7-665 为 SAF 2205 钢与常用奥氏体不锈钢不产生 SCC 的氯离子浓度和温度的应用范围，这是实验室数据，可供实际使用参考。

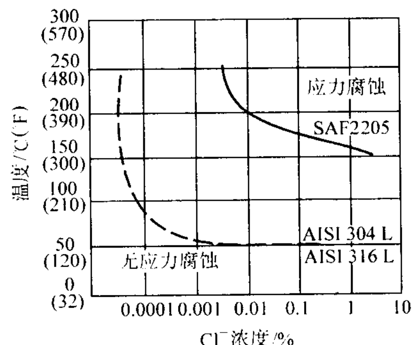


图 13.7-665　SAF 2205 钢的耐 SCC 性能

50 g/L NaCl；—— 292 g/L NaCl；气相：CO_2，2 MPa H_2S（室温）；试样形状：C 形环（100% $R_{p0.2}$）

W-Nr.1.4462（X2CrNiMoN2253）钢在 H_2S 中的应力腐蚀破裂（HSCC）行为如图 13.7-666 所示，曲线之上产生 HSCC，曲线之下耐 HSCC。

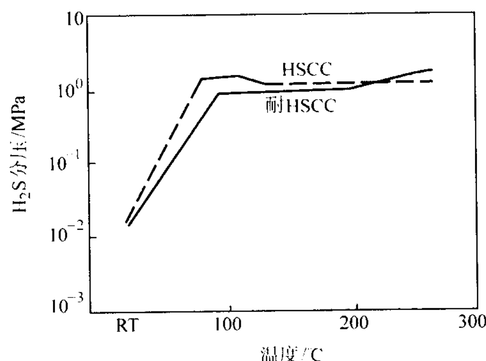


图 13.7-666　X2CrNiMoN2253 钢（固溶态）的 HSCC 与 H_2S 分压和温度的关系

50 g/L NaCl；—— 292 g/L NaCl；气相：CO_2，2 MPa H_2S（室温）；试样形状；C 形环（100% $\sigma_{p0.2}$）

NACE MR0175—1995 规范（油田设备耐硫化物应力腐蚀破裂的金属材料规范）中包括 SAF 2205 双相不锈钢，照此

技术规范 SAF 2205 固溶态的锻件只要硬度 < 28HRC 是允许采用的；在 H_2S 分压小于 0.002 MPa（0.3 psi）的酸性环境中，固溶态和冷加工态的 SAF 2205 钢只要满足 $\sigma_{0.2}$ < 1 100 MPa（160 ksi）和硬度 < 36HRC 的性能条件则可以在低于 232℃的温度下使用。

4）耐晶间腐蚀性　00Cr22Ni5Mo3N 钢具有良好的耐晶间腐蚀性能。表 13.7-513 列出了不同温度的高温敏化对钢的晶间腐蚀倾向的影响，并与 00Cr18Ni5Mo3Si2 钢进行了对比。00Cr22Ni5Mo3N 钢即使加热到 1 300℃，保温 2 h 水冷，也无晶间腐蚀倾向。

表 13.7-513　高温敏化处理对 00Cr22Ni5Mo3N 钢及 00Cr18Ni5Mo3Si2 钢晶间腐蚀倾向的影响

钢　种	1 150℃		1 200℃		1 250℃			1 300℃		
	5 h		5 h		5 min		2 h	5 min		2 h
	水	空	水	空	水	空	水	水	空	水
00Cr22Ni5Mo3N	无	无	无	无	无	无	无	无	无	无

钢　种	1 150℃		1 200℃		1 250℃			1 300℃		
	30 min	2 h	30 min	2 h	1 min	10 min	30 min	1 min	5 min	10 min
	水	水	水	水	水	水	水	水	水	水
00Cr18Ni5Mo3Si2	无	无	无	裂	裂	裂	裂	裂	裂	裂

1. 检验方法采用 GB 4334.5（$CuSO_4 + H_2SO_4$ + Cu 屑，24 h，沸腾）。
2. “水”为水冷，“空”为空冷，“无”为无晶间腐蚀，“裂”为有晶间腐蚀。

5）耐均匀腐蚀性　在大多数介质中 00Cr22Ni5Mo3N 钢的耐均匀腐蚀性能均优于 304L 钢和 316L 钢。图 13.7-667 和图 13.7-668 为 SAF 2205 钢在 H_2SO_4 和 HCl 酸中的等腐蚀图。在含有不同浓度甲酸的 50% HAC 介质中，SAF 2205 钢的腐蚀速率如图 13.7-669 所示，在含 HF 酸和氯离子的磷酸中的腐蚀速率如图 13.7-670 所示。

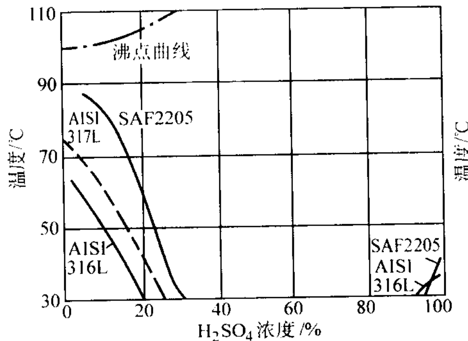


图 13.7-667　SAF 2205 钢在 H_2SO_4 中等腐蚀图
（曲线表示腐蚀速率为 0.1 mm/a）

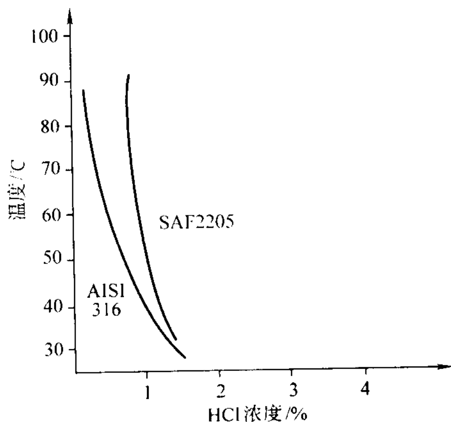


图 13.7-668　SAF 2205 钢在 HCl 酸中的等腐蚀图
（曲线表示腐蚀速率为 0.1 mm/a）

（4）物理性能
见表 13.7-565 ~ 表 13.7-569。

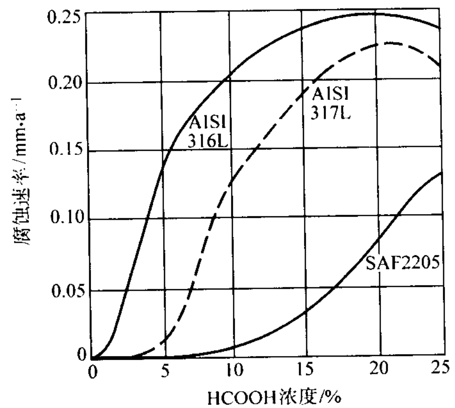


图 13.7-669　SAF 2205 钢在含有不同浓度甲酸的 50% HAC 沸腾溶液中的腐蚀速率
（试验时间为（1 + 3 + 3）d）

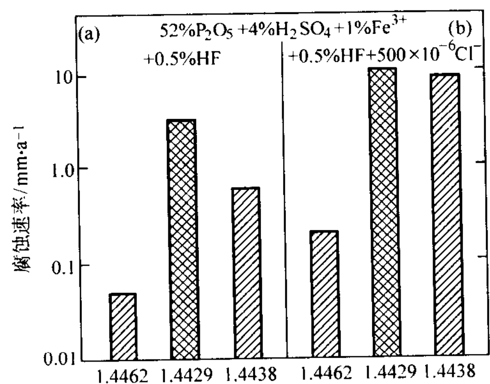


图 13.7-670　W-Nr.1.4462 钢与其他不锈钢在含 HF 酸、磷酸，100℃时的腐蚀速率（试验时间为 24 h）
（a）$52\%P_2O_5 + 4\%H_2SO_4 + 1\%Fe^{3+} + 0.5\%HF$；
（b）$52\%P_2O_5 + 4\%H_2SO_4 + 1\%Fe^{3+} + 0.5\%HF + 500\times10^{-6}Cl^-$；
1.4429—316LN；1.4438—317L

（5）焊接性能
00Cr22Ni5Mo3N 双相不锈钢的焊接性能良好，热裂纹倾向低，脆化倾向小。适宜采用 SMAW、GTAW、GMAW 和 SAW 法进行焊接；采用 GTAW 法焊接时需填丝；一般不需

焊前预热和焊后热处理。为使焊缝和焊接 HAZ 能有合适的奥氏体数量以保证焊缝和接头有满意的力学与耐腐蚀综合性能，焊接时必须注意线能量和层间温度。SAF 2205 与 SAF 2304 钢使用的是相同的焊丝和焊条，其化学成分见表 13.7-487。在非常苛刻的介质中使用 SAF 2205 高耐蚀的焊接件时，要求采用焊接超级双相不锈钢 SAF 2507 时使用的 25.10.4L、25.10.4LR 和 25.10.4LB 焊丝和焊条。

SAF 2205 钢与异种钢焊接时使用的焊接材料见表 13.7-514。

表 13.7-514 SAF 2205 钢与异种钢焊接时使用的焊接材料

SAF	碳钢	AISI 300 系钢	904L，Sanicro 28，254SMO 等
2205	22.8.3L	22.8.3L	22.8.3L
	22.9.3.LR	22.9.3.LR	22.9.3.LR
	22.9.3.LT	22.9.3.LT	22.9.3.LT

注：904L—00Cr20Ni25Mo4.5Cu；Sanicro28—00Cr27Ni31Mo3.5Cu；254SMO—00Cr20Ni18Mo6CuN。

(6) 冷、热加工性能

用于不锈钢的成形操作同样也适用于 00Cr22Ni5Mo3N 钢种，但像深冲、深拉、旋压等冷成形要比奥氏体不锈钢困难。一般冷变形超过 10%，需要固溶退火处理。

SAF 2205 钢既可冷弯也可热弯，冷弯后一般不需热处理，但是当弯曲超过 20% 变形量或使用条件有产生应力腐蚀危险时，则应采用固溶退火处理。热成形（如热弯）应在 1 150～950℃温度范围内进行，低于 950℃会进入 σ 相脆性范围，热成形后应进行固溶退火处理。

固溶退火制度为 1 020～1 100℃加热、快冷，此也可用于消除应力处理，在特殊情况下也可采用 550～600℃消应处理。

(7) 用途

00Cr22Ni5Mo3N 钢是在所有双相不锈钢中应用最多的一个钢种，应用范围十分广泛，主要用于酸性油、气井生产，还有炼油、纸浆、化工、化肥以及石油化工等领域，大多数用其制造热交换器、冷凝冷却器等易产生点蚀和应力腐蚀的受压设备，许多情况是用来代替 304L、316L 奥氏体不锈钢。近年海上化学产品储罐运输船是双相不锈钢的最大用户，消费量约占双相不锈钢热轧板产量的 50%。如今 2205 钢已取代 316L 钢和 317L 钢，成为海上化学产品运输船储罐的标准用材。中国 2001 年建造的第一条船已下水使用，2205 钢板的消耗量达 1 400 t。此外，在建筑业，例如造桥和做海边道路上的扶栏和灯柱。在建筑基础设施，如做过街天桥的钢筋等。中国采用 SAF 2205 与 Q345C 复合板已在长江三峡工程中用于冲砂管道、泄洪深孔埋件和衬砌等。

2.4.6 00Cr25Ni5Ti

我国早在 20 世纪 70 年代初在 IN-744 和 Uniloy 326 基础上研制的 00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢成功地运用于核反应堆上，圆满地解决了一些不锈钢部件的应力腐蚀断裂和腐蚀疲劳问题。

(1) 化学成分和显微组织

00Cr25Ni5Ti 和其他类似钢种的化学成分见表 13.7-515。

表 13.7-515 00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢的化学成分

（质量分数） %

钢种	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti
00Cr25Ni5Ti	≤0.03	≤0.8	≤1.0	25.0～27.0	5.5～7.0	0.2～0.4
IN-744	≤0.06	0.3～0.65	0.3～0.5	25～27	6～7	≥5C
Uniloy 326	≤0.05	≤0.6	≤1.0	25.0～27.0	6.0～7.0	≥0.25

00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢经 950℃固溶处理后组织中约有 40% 的奥氏体，加热温度高于 1 200℃以后，则全部转变为铁素体，因此，这类钢一般不宜推荐作为焊接结构用材。图 13.7-671 示出两种 Cr25Ni5Ti 型双相不锈的 σ 相析出的动力学曲线，可以看出无论是超低碳型的 00Cr25Ni5Ti，还是低碳型的 0Cr25Ni5Ti（IN-744），在最敏感的温度（700～750℃）下，1 h 以上才会有析出。但是不同温度对时效后硬度的测量表明，Cr25 型双相不锈钢对 475℃脆性是相当敏感的，如图 13.7-672 所示。

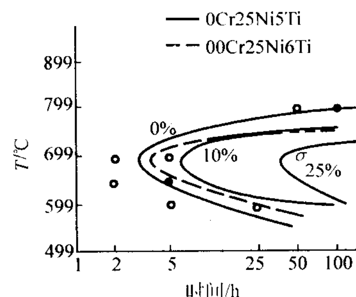


图 13.7-671 Cr25Ni5Ti 双相不锈钢中 σ 相析出动力学曲线

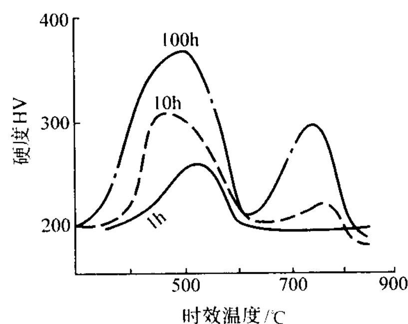


图 13.7-672 时效对 00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢硬度的影响

(2) 力学性能

表 13.7-516 示出 00Cr25Ni5Ti 钢经 950℃固溶处理后的室温力学性能。

表 13.7-516 00Cr25Ni5Ti 钢的室温力学性能

钢 种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
00Cr25Ni5Ti	>650	450/550	≥25	≥60	≥12

不同温度固溶处理后，00Cr25Ni5Ti 钢的冲击韧性变化如图 13.7-673 所示，高温处理后，铁素体数量明显增加，显示出了铁素体钢所固有的晶粒长大倾向。

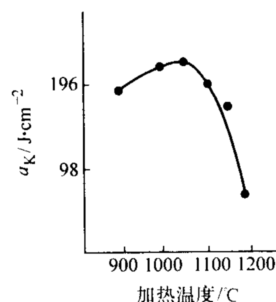


图 13.7-673 固溶温度对 00Cr25Ni5Ti 钢室温韧性的影响

微细组织的 00Cr25Ni5Ti 型双相不锈钢在高温下还具有超塑性。表 13.7-517 指出了 IN-744 双相不锈钢的超塑性现

象，在适宜的变形温度和变形速度下，伸长率可达1 000%。

表 13.7-517 IN-744 双相不锈钢的高温抗拉行为（伸长率）

%

温度/℃	变形速度/cm·min⁻¹ 0.01	0.02	0.05	0.1	0.2	0.5	1	2	5
700	259	293	203	139	108	94	73	—	56
800		581	450	503	443	395	157	131	88
850		660	530	381	468	325	352	184	129
900			700	780	660				
960		750	900	890	810~1 050				
1 020					620				

（3）耐蚀性

1）耐点蚀性 由于 Cr25Ni5Ti 型钢中含有质量分数为25%Cr，因而具有良好的耐点蚀性能。在不同溶液中的点蚀试验结果见表13.7-518。

表 13.7-518 00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢的耐点蚀性能

钢 种	10% $FeCl_3$，室温，72 h，腐蚀率/$g·m^{-2}·h^{-1}$	50g$FeCl_3·6H_2O$/L，35℃，4 h 腐蚀率/$g·m^{-2}·h^{-1}$	3% NaCl，35℃点蚀电位/mV (SCE)
0Cr25Ni5Ti	0.19	—	—
00Cr25Ni5Ti	—	0.56	494
304	5.77	—	—
316	2.59	—	—

2）耐应力腐蚀性 00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢具有良好的耐氯化物应力腐蚀性能，采用 25%NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$ 沸腾溶液中所进行的U形弯曲应力腐蚀试验结果指出，在正常固溶状态下，1 000 h 试验期间内并不产生破裂，而18-8不锈钢却在很短时间内产生了破裂。但是，良好的耐蚀性和钢中α、γ两相比例有关，随加热温度升高，γ相数量减少，而应力腐蚀性能也随之下降，高温加热变成单相铁素体后，耐应力腐蚀性能更急剧下降，此时与18-8奥氏体不锈钢相比，已无任何优越性。因此，在有氯化物应力腐蚀的条件下，这种类型不锈钢不推荐用于有可能出现单一铁素体组织的焊接部件。

3）耐晶间腐蚀性 由于 00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢既具有双相组织，又含有稳定化元素钛，因而不会产生晶间腐蚀，即使焊后变为单相情况下也是如此。

4）耐均匀腐蚀性 Cr25Ni5 型双相不锈钢。在氧化性介质中耐蚀性优于18-8型不锈钢。盐雾试验表明，0Cr25Ni5Ti 双相不锈钢具有与316奥氏体不锈钢相当的耐锈性能。

（4）物理性能

00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢物理性能见表 13.7-565 ~ 表13.7-569。

（5）焊接性能

00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢具有良好的焊接性，即可采用手工电弧焊，也可采用 GTAW，GMAW，不需要焊前预热或焊后热处理．但是，作为耐应力腐蚀材料选用时，一般不应进行焊接操作。

（6）冷、热加工性能

00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢容易进行热加工，同时，在某些条件下还有超塑性现象。为了获得具有良好综合性能的微细双相组织结构，推荐在热加工温度范围的下限附近（α+γ两相区）进行大变形量的热加工，也可在高温热加工后，在室温再进行大变形量的冷加工，然后进行固溶退火处理。

00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢的冷加工性能亦佳，其冷加工硬化行为见表13.7-519，该钢的加工硬化速度要比18-8型奥氏体不锈钢为低。

表 13.7-519 冷轧 00Cr25Ni5Ti 钢的力学性能

冷轧板厚/mm	变形量/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
3.18~2.84	10	762	674	15
3.18~2.54	20	897	826	11
3.18~1.91	60	995	937	7
15.9~3.18	80	1 225	1 095	6

（7）用途

主要用作非焊接件的耐应力腐蚀和耐腐蚀疲劳材料，核反应堆上采用 00Cr25Ni5Ti 钢大量制造紧固件螺栓，经长期在含 NaCl 的水介质的条件下使用，它的耐应力腐蚀和耐腐蚀疲劳性能完全满足工程要求。

2.4.7 00Cr25Ni6Mo2N，00Cr25Ni7Mo3N

若扩大了钼和镍的范围，这两个牌号也可并为一个钢种，因含钼量的区别，耐腐蚀性和工艺性能也有所差别，故分为两个钢种叙述。日本早在1972年将 SUS 329J1 钢纳入了 JIS 工业标准，碳的质量分数≤0.08%，而且不含氮，但在以后各厂家生产时，多控制碳的质量分数≤0.03%并且加入了氮，仍然沿用329J1这个牌号，实质已属超低碳含氮双相不锈钢，此外，日本金属工业公司也发展了 NTK R-4 钢，英国发展了 Zeron25（铸）钢，美国也有 7-MoPLUS 钢等，中国针对尿素用钢的要求发展了类似 NTK R-4 钢的 00Cr25Ni6Mo2N 钢，进而又提高了钼含量，生产了 00Cr25Ni7Mo3N 钢。

（1）化学成分和显微组织

两种双相不锈钢及 NTK R-4 钢，329J1 钢的化学成分见表13.7-520。

表 13.7-520 钢的化学成分（质量分数）

%

钢 种	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr	Ni	Mo	N
00Cr25Ni6Mo2N	0.03	1.0	1.0	0.03	0.035	24.0/26.0	5.5/6.5	1.5/2.5	0.1/0.2
00Cr25Ni7Mo3N	0.03	1.0	1.0	0.03	0.035	24.0/26.0	6.0/7.5	2.5/3.0	0.1/0.2
NTK R-4	0.03	1.0	1.0	0.03	0.035	23.0/26.0	4.0/6.0	1.0/2.5	加
SUS 329J1①	0.08	1.0	1.0	0.03	0.035	23.0/28.0	3.0/6.0	1.0/3.0	—
②	0.03	1.0	1.0	0.03	0.035	23.0/28.0	3.0/6.0	1.0/3.0	0.1/0.2

这类钢热处理温度为 1 000～1 100℃。

含质量分数为 25% Cr 的高铬双相不锈钢对 475℃脆性，σ 相脆性及高温脆性敏感，图 13.7-674 为 00Cr25Ni6Mo2N 钢和 00Cr25Ni7Mo3N 钢在 700～1 000℃温度范围的 σ 相等温转变曲线。钼显著影响脆性相的析出速度。

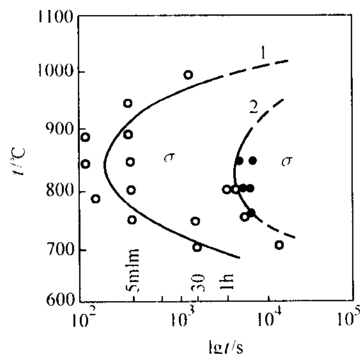


图 13.7-674 两种不同钼含量双相不锈钢的等温转变曲线

1—00Cr25Ni7Mo3N（质量分数：Cr25.26%，Mo3.22%，N0.15%）；
2—00Cr25Ni6Mo2N（质量分数：Cr24.23%，Mo2.32%，N0.18%）

（2）力学性能

表 13.7-521、表 13.7-522 分别为 Cr25 型双相不锈钢的室温和高温力学性能。

表 13.7-521 Cr25 型双相不锈钢的室温力学性能

钢 种	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J	HRC
00Cr25Ni6Mo2N（锻态）	≥640	≥490	≥25	≥45	≥100	约 20
00Cr25Ni6Mo2N（铸态）	697	640	30	—		229HB
00Cr25Ni7Mo3N	≥640	≥490	≥25	≥45	≥100	约 20
NTK R-4	≥640	≥450	≥25	≥40		
SUS 329J1	≥600	≥400	≥18	—		

注：表中为 ϕ20 圆棒的瞬时拉伸数据。

表 13.7-522 Cr25 型双相不锈钢的高温力学性能

钢 种	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
00Cr25Ni6Mo2N（锻态）	100	800	675	22	72
	200	740	600	20	71
	300	730	590	19	65
00Cr25Ni6Mo2N（铸态）	100	615	395	32	67
	200	590	320	28	58
	300	560	310	25	49
NTK R-4	100	670	440	32	77
	200	620	400	31	74
	300	610	370	30	71
	400	600	350	30	73

Cr25 型双相不锈钢在 650～950℃等温时效有一个 σ 相析出区，使钢的耐腐蚀性能及冲击韧性显著下降。图 13.7-675 示出两个钼含量不同的双相不锈钢的脆性温度区间，800～900℃是脆性最敏感的温度区。

00Cr25Ni6Mo2N 双相不锈钢的脆性转变温度曲线（DBTT）如图（13.7-676 所示），该钢的脆性转变温度在 -100℃以下，

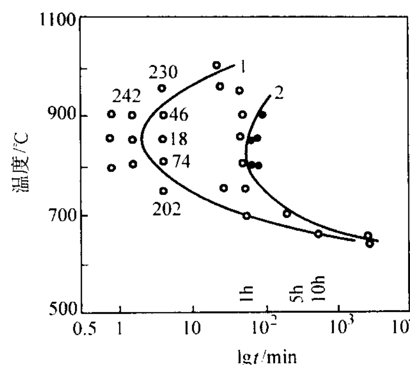


图 13.7-675 两种不同钼含量双相不锈钢的脆性温度区间

1—00Cr25Ni7Mo3N；2—00Cr25Ni6Mo2N

○● A_K < 80 J；○○ A_K > 80 J

（图中数字为 A_K 值，冲击试样 U 形缺口）

具有良好的室温及低温韧性，室温 A_K 值可达 240 J，对冷加工成形有利。

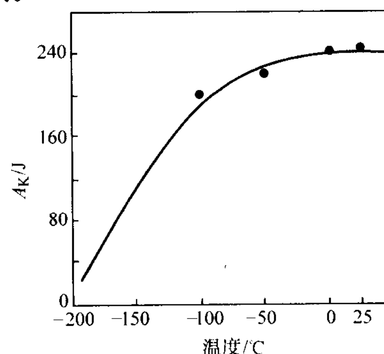


图 13.7-676 00Cr25Ni6Mo2N 双相不锈钢的脆性转变温度曲线

（3）耐蚀性

1）耐点蚀性 Cr25 型双相不锈钢与含钼奥氏体不锈钢的耐点蚀当量值对比见表 13.7-523。

表 13.7-523 几种钢的耐点蚀当量值对比

（计算公式：Cr% + 3.3 × %Mo + 16 × %N）

钢 种	Cr	Mo	N	PREN
00Cr25Ni6Mo2N	25	2.0	0.15	34
00Cr25Ni7Mo3N	25	3.0	0.18	37.8
NTK R-4	25	2.0	0.15	34
SUS 329J1	25	2.0	0.15	34
316L	17	2.5	—	25.3
317L	19	3.5	—	30.6

在不同介质中，两钢的点蚀电位见表 13.7-524，在 $FeCl_3$ 溶液中的腐蚀率见表 13.7-525。

表 13.7-524 两种双相不锈钢与 304L、316L 钢的点蚀电位值对比

钢 种	E_B/mV	
	3.5% NaCl，50℃	3% NaCl + 5% H_2SO_4，35℃
00Cr25Ni6Mo2N	900	970
00Cr25Ni7Mo3N	950	—
316L	0	500
304L	-100	—

注：扫描速度 20 mV/min。

表 13.7-525　两种双相不锈钢在 $FeCl_3$ 溶液中的点蚀率

$g·m^{-2}·h^{-1}$

钢　种	5% $FeCl_3$ + 20 mL/L HAC 50℃，24 h	1.5% $FeCl_3·6H_2O$ + 3% NaCl + 20 mL/L HAC 50℃，24 h
00Cr25Ni7Mo3N	0	0.007
00Cr25Ni6Mo2N	0.35	0.218
316L	27.10	4.842

NTK R-4 钢在不同浓度、不同温度 $FeCl_3$ 溶液中的等腐蚀图（0.1g/m²·h）如图 13.7-677 所示。

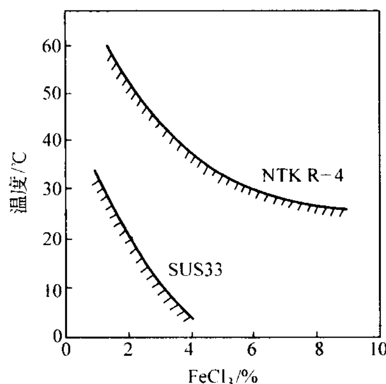


图 13.7-677　NTK R-4 钢的耐点蚀性

（$FeCl_3$ 溶液中浸渍 24 h，腐蚀率 0.1 g/m²·h，SUS33—316L）

在 10% $FeCl_3·6H_2O$ + 0.05 mL/L HAC 溶液中，00Cr25Ni6Mo2N 钢的临界点蚀温度值为 42.5℃，见表 13.7-526。

表 13.7-526　00Cr25Ni6Mo2N 钢的临界点蚀温度

介　质	腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹			
	50℃	45℃	42.5℃	40℃
10% $FeCl_3·6H_2O$ + 0.05 mL/L HAC，50℃，24 h	1.477 6	0.051 8	0.001 6	0

2）耐缝隙腐蚀性

在 10% $FeCl_3·6H_2O$，40℃溶液中，两种不同钼含量双相不锈钢的缝隙腐蚀试验结果见表 13.7-527。

表 13.7-527　两种双相不锈钢缝隙腐蚀试验结果

钢　种	介质条件	失重/g
00Cr25Ni7Mo3N	10% $FeCl_3·6H_2O$	0.052
00Cr25Ni7Mo2N	40℃，72 h	0.172 7
316L		1.620 5

在合成海水中 329J1 钢与 316 钢的缝隙腐蚀试验结果见表 13.7-528，在流动海水中 329J1 钢的耐缝隙腐蚀性能优于 316 钢。

表 13.7-528　329J1 钢与 316 钢缝隙腐蚀试验结果

钢种	腐蚀率/g·m⁻²·h⁻¹		$FeCl_3$ + HCl mg/cm²，48 h
	80℃（氧饱和）31d	65℃，流速 1.1 m/s，60 d	
329J1	1.2	0	26
316	0.3	0.5	87

3）耐应力腐蚀性　SUS 329J1（N 质量分数为 0.1%）与其他奥氏体不锈钢和 Incoloy 铁镍基合金在 42% $MgCl_2$ 沸腾溶液中的应力腐蚀试验结果如图 13.7-678 所示。在氯化物溶液中双相不锈钢在低应力时产生 SCC 的下限应力远比奥氏体不锈钢高，但在高应力时（例如大的冷变形与较高的残余应力），具有与奥氏体不锈钢同样的敏感性。

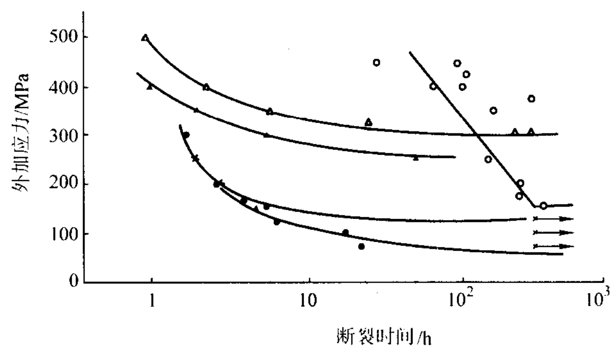


图 13.7-678　不同材料的应力腐蚀破裂敏感性

（42%沸腾 $MgCl_2$ 溶液，恒载荷法）

△ SUS 329J1（质量分数：Cu1%，N0.1%）；● SUS 304（未脱气）；
▲ SUS 329J1（质量分数：N0.1%）；× SUS 304（脱气）；
○ INCOLOY Fe-Ni 合金

在 40% $CaCl_2$，100℃溶液中两种双相不锈钢的应力腐蚀试验结果见表 13.7-529，在含微量 Cl^- 和 0.253 mol/m³ [O]，300℃高温水的试验结果见表 13.7-530。

表 13.7-529　不同材料的应力腐蚀试验结果①

钢　种	介　质	出现应力腐蚀裂纹的时间/h
00Cr25Ni6Mo2N	40% $CaCl_2$	>500（未出现 SCC）
00Cr25Ni7Mo3N	100℃	>500（未出现 SCC）
316L		6
304L		6

①　U 形弯曲试验。

表 13.7-530　在 300℃高温水中几种不锈钢的应力腐蚀试验结果①

钢　种	1.41 mol/m³ Cl^-	2.82 mol/m³ Cl^-
304	×	×
316	×	×
17Cr-16Ni-5Mo	△	×
25Cr-5Ni-2Mo-N	○	△
18Cr-2Mo	○	○

①　溶氧量 0.253 M/m³；U 形弯曲试样。

× 破裂；△ 微裂；○ 不裂。

4）耐晶间腐蚀性　采用 100g $CuSO_4·5H_2O$ + 100 mL H_2SO_4 + 1 000 mL H_2O + Cu屑沸腾溶液，对几种高铬含氮双相不锈钢母材和焊件进行 72 h 试验，试样弯曲后的晶间腐蚀检验结果见表 13.7-531。

表 13.7-531　几种双相不锈钢的母材及焊件在 $CuSO_4$ + H_2SO_4 + Cu 屑溶液中的晶间腐蚀试验结果

钢　种	晶间腐蚀		
	母材	不填丝焊缝	填丝焊缝
25Cr-6Ni-2Mo-N（0.19）	○	○	○
25Cr-6Ni-2Mo-0.4Cu-N（0.07）	○	×	○
25Cr-6Ni-3Mo-0.4Cu-N（0.19）	○	○	○
316L	○	○	○

注：○ 无晶间腐蚀；× 有晶间腐蚀。

表中含低氮的双相不锈钢不填丝的TIG焊缝产生了晶间腐蚀倾向，这与焊后转变成单相铁素体组织有关。

采用（65% ±0.2%）HNO_3，沸腾溶液（Huey法），对两种双相不锈钢进行了5周期试验，每周期48 h，试验结果见表13.7-532。

表13.7-532 两种双相不锈钢和316L（尿素级）钢的Huey法试验结果

钢 种	5个周期的平均腐蚀量/μm·(48 h)$^{-1}$
00Cr25Ni6Mo2N	0.913 6
00Cr25Ni7Mo3N	1.230 1
316L（尿素级）	2.692 8

Huey法是作为尿素用材耐腐蚀性的一个各国通用的检验方法，根据荷兰Stamicarbon公司对尿素级316L不锈钢验收标准，5个周期的平均腐蚀量应≤3.3 μm/48 h，从表中检验结果可以看出，双相不锈钢优于316L（尿素级）钢，00Cr25Ni7Mo3N钢比00Cr25Ni6Mo2N钢腐蚀量高，这与钢中钼含量较高有关。

5）耐均匀腐蚀性 在大型尿素装置合成塔液相中进行了历时7 000 h的挂片试验，其结果列于表13.7-533。

表13.7-533 在尿素合成塔液相中的挂片结果

钢 种	腐蚀率/g·m^{-2}·h^{-1}
00Cr25Ni6Mo2N	0.02
316L	0.03

SUS 329J1钢与316L钢耐H_2SO_4与耐HCl性能的比较分别如图13.7-679和图13.7-680所示。

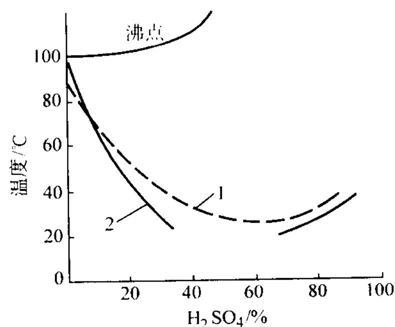


图13.7-679 SUS 329J1钢与316L钢的耐H_2SO_4性能的比较
曲线之上腐蚀率>0.1 g/m²·h；曲线之下腐蚀率<0.1 g/m²·h
1—329J1；2—316L

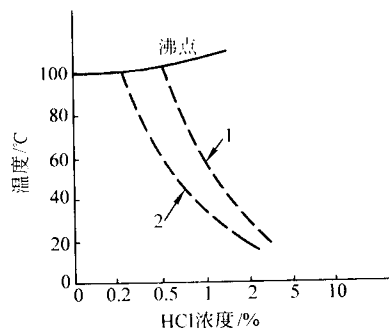


图13.7-680 SUS 329J1钢与316L钢的耐HCl酸性能的比较
曲线之上腐蚀率>0.1 g/m²·h；曲线之下腐蚀率<0.1 g/m²·h
1—329J1；2—316L

6）耐腐蚀疲劳性 双相不锈钢具有较高的屈服强度和在某些介质中具有良好的耐均匀腐蚀性能，因此也有较好的耐腐蚀疲劳性能。在大型尿素装置甲铵液管道引出的旁路上安装了反复弯曲疲劳试验机，对00Cr25NibMo2、00Cr25Ni6Mo2N（329J1）、00Cr18Ni5Mo3Si2及316L（尿素级）几种钢进行了腐蚀疲劳试验，其结果如图13.7-681所示。

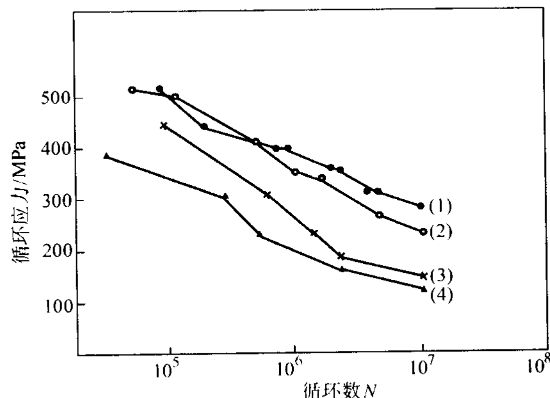


图13.7-681 几种钢在现场甲胺液中的腐蚀疲劳试验结果
1—00Cr25Ni6Mo2N；2—00Cr25Ni5Mo2（329J1）
3—00Cr18Ni5Mo3Si2；4—316L

从图中可以看出：3种双相不锈钢的耐腐蚀疲劳性能远比316L（尿素级）钢好，其中又以含氮的00Cr25Ni6Mo2N钢的耐腐蚀疲劳性最好，这对在低应力、低频率交变载荷条件下工作的尿素甲铵泵泵体的选材具有重要参考价值。

（4）物理性能

00Cr25Ni6Mo2N钢的物理性能见表13.7-565～表13.7-569。

（5）焊接性能

00Cr25Ni6Mo2N钢的焊接性与18-8型奥氏体不锈钢相同，焊前不需预热，一般焊后不需热处理，只有在苛刻条件下使用时，焊后需进行固溶处理。通常采用SMAW和GTAW法进行焊接，焊丝可采用本钢种成分，也可采用310、Inconel系焊丝，在可能产生应力腐蚀的环境下使用时，最好采用与母材同成分或Inconel系焊丝。与非合金钢和铁素体不锈钢异种钢焊接时通常采用309型焊丝。制作手工电焊条时，最好采用比母材镍含量w_{Ni}高2%左右的焊芯，这样可提高焊缝金属的奥氏体数量，保证焊接接头与母材有相当的综合性能。

焊缝金属和焊接接头的力学性能分别见表13.7-534和表13.7-535。

表13.7-534 NTK R-4钢焊缝金属的力学性能

焊接方法	状态	σ_b/MPa	δ_5/%	A_K/J①
GTAW	焊接态	760	23	74
SMAW	焊接态	820	26	50

① 夏比冲击值，V形缺口，-20℃。

表13.7-535 NTK R-4钢焊接接头的力学性能

焊接方法	板厚/mm	状态	σ_b/MPa	A_K/J①	
				焊缝开缺口	HAZ开缺口
GTAW	10	焊接态	770	70	67
SMAW	10	焊接态	770	45	50

① 夏比冲击值，V形缺口，-20℃。

（6）冷、热加工性能

00Cr25Ni6Mo2N钢在卷板和封头冲压时，可采用冷成形，加工时需考虑钢的屈服强度（约为18-8型钢的2倍），弯曲和冲压性能较18-8型钢差，相当于0Cr13Al型铁素体不锈钢。

双相不锈钢的热塑性较好，热加工没有困难，热弯试验结果表明：含质量分数为3% Mo的热弯性能比含2% Mo的钢差，00Cr25Ni7Mo3N钢的始压温度低于950℃即断裂，因此热成形时最低加工温度不得低于950℃，同样在锻造或轧制时也应照此控制终锻或终轧温度。

1）固溶处理 在热加工、冷加工及焊接后处理时，采用1 000～1 100℃加热后急冷，一般薄板空冷，厚板水冷。

2）消除应力热处理 650～800℃加热会使钢的韧性和耐腐蚀性恶化，不推荐使用。必须进行消除应力热处理时，可以在900℃以上加热后空冷（含质量分数为3% Mo的钢提高到950℃以上）。当与低合金钢的复合板不得不在600～650℃进行热处理时，必须顾及到韧性和耐腐蚀性的下降，而且尽可能缩短在这一温度范围的加热时间。

3）其他热处理 必须避免在1 300℃以上的高温加热和在475℃左右的长时间加热。

（7）用途

无论日本的NTK R-4钢和329J1（含N）钢还是国内的00Cr25Ni6Mo2N钢和00Cr25Ni7Mo3N钢都得到了广泛的应用，主要应用在化工、化肥、石油化工等工业领域，大多数用制热交换器、蒸发器等，国内主要用在尿素装置，用于制造有耐腐蚀疲劳性能要求的甲铵泵泵体，也用于制作阀门等部件。

2.4.8 00Cr25Ni7Mo3WCuN

00Cr25Ni7Mo3WCuN双相不锈钢是在20世纪70年代由日本住友金属工业公司和日本不锈钢工业公司开发的，牌号为DP3，该钢种的特点是在高铬、钼的基础上添加钨、铜等元素用以提高钢的耐缝隙腐蚀性能，适用于热海水、盐卤水等介质条件，耐应力腐蚀性能也很好，是一个耐中性氯化物局部腐蚀的材料，已纳入ASTM A789，A790标准，并以S31260牌号列入UNS标准，日本以SUS 329J2L牌号纳入JISG 3463标准，中国在20世纪80年代也发展了相当于这一牌号的钢种00Cr25Ni7Mo3WCuN，已成功地用于海水热交换器和热盐卤水轴流泵等部件上。

（1）化学成分和显微组织

00Cr25Ni7Mo3WCuN双相不锈钢和DP3型钢的化学成分列于表13.7-536。

表13.7-536 钢的化学成分（质量分数） %

钢 种	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N
UNS S31260	0.03	0.75	1.0	0.03	0.03	24.0～26.0	5.5～7.5	2.5～3.5	0.1～0.5	0.2～0.8	0.1～0.3
00Cr25Ni7Mo3WCuN	0.03	1.0	1.2	0.03	0.03	24～26	6.6～7.4	2.75～3.25	0.2～0.4	0.3～0.5	加
DP3	0.03	0.75	1.0	0.03	0.03	24～26	5.5～7.5	2.5～3.5	0.1～0.5	0.2～0.8	0.1～0.3

该钢与其他含质量分数为25% Cr的双相不锈钢一样，固溶处理后在700～1 000℃温度范围短时间加热即有Cr_2N以及$M_{23}C_6$析出，σ相析出的最敏感温度为800～900℃。

（2）力学性能

在1 050～1 100℃进行固溶处理，钢具有较好的综合力学性能。表13.7-537为00Cr25Ni7Mo3WCuN钢和DP3钢的室温力学性能，表13.7-538为00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的高温力学性能。

表13.7-537 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢和DP3钢的室温力学性能

钢 种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	A_K/J	HRC
00Cr25Ni7Mo3WCuN	≥650	≥450	≥25	≥150	～20
DP3	650～690	440～450	25～30	—	<30.5

表13.7-538 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
100	727	518	32	78
200	690	446	31	75
300	745	426	29	69

00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的脆性温度区间如图13.7-682所示。钢的脆性转变温度曲线（DBTT）如图13.7-683所示，以上两图都是U形缺口的冲击试样试验结果。

（3）耐蚀性

1）耐点蚀性 在上海金山海水和合成海水（3.5% NaCl，50℃）介质中，00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的点蚀电位（E_b）见表13.7-539。

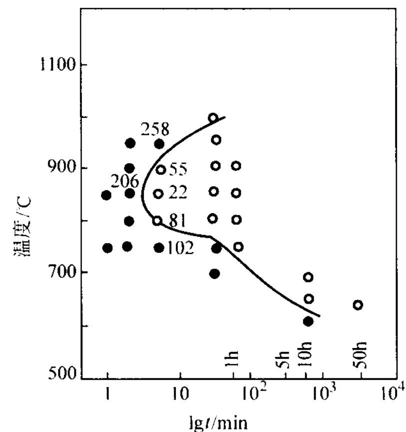


图13.7-682 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的脆性温度区间
○ A_K<80 J；● A_K>80 J；图中数字为A_K值

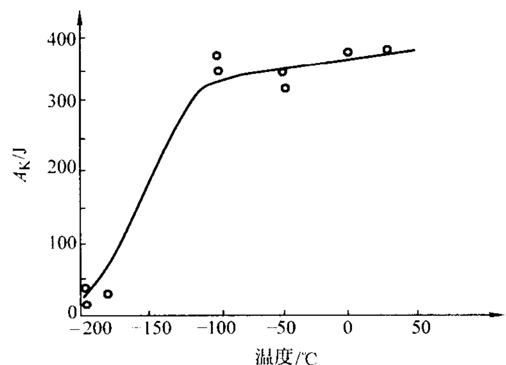


图13.7-683 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的脆性转变温度曲线

表 13.7-539 钢在两种海水中的点蚀电位值

钢 种	E_b/mV	
	天然海水，50℃，扫描速度 20 mV/min	合成海水，50℃，扫描速度 50 mV/min
00Cr25Ni7Mo3WCuN	900	1 000
316L	100	0

含钨、铜双相不锈钢的点蚀击穿电位值明显高于316L钢。图 13.7-684 是 DP3 钢在 0.5MNaCl 溶液中与 329J1（00Cr25Ni6Mo2）钢以及316L钢的点蚀电位对比值。

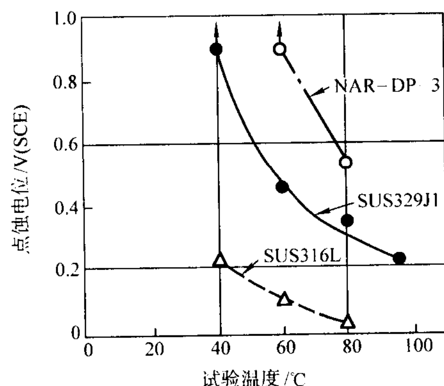


图 13.7-684 DP3 钢在 0.5 MNaCl 溶液中的点蚀电位

不同氯离子含量及硫化氢分压对 DP3 钢点蚀电位的影响如图 13.7-685 所示。

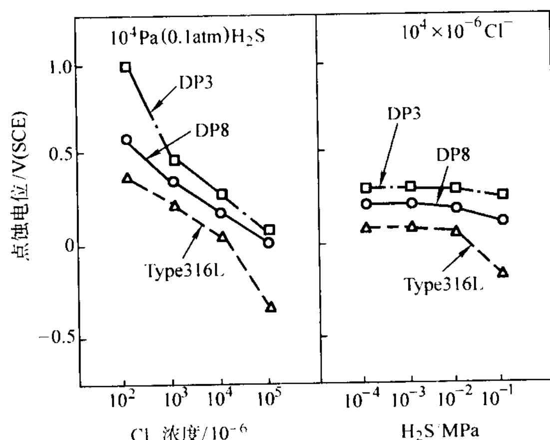


图 13.7-685 不同 Cl^- 含量及 H_2S 分压对 DP3 钢点蚀电位的影响

DP8—00Cr25Ni7Mo3N

00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢在 10% $FeCl_3\cdot6H_2O$ 溶液中测出的钢的点蚀临界温度为50℃，见表 13.7-540。

表 13.7-540 00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢点蚀临界温度的测定结果

试验条件	腐蚀率/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$		
	40℃	50℃	55℃
10% $FeCl_3\cdot6H_2O$ + 0.05M HCl，24 h	0	0.002 2	0.007 2

2）耐缝隙腐蚀性 00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢在 10% $FeCl_3\cdot6H_2O$，40℃和三元卤水，35℃介质中的缝隙腐蚀试验结果见表 13.7-541。

表 13.7-541 00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢的缝隙腐蚀试验结果

试 验 条 件	失重/g	
	00Cr25Ni7Mo3WCuN	316L
10% $FeCl_3\cdot6H_2O$，40℃72 h	0.12	1.62
三元卤水介质，35℃，72 h	1.00	3.90

图 13.7-686 示出 DP3 钢在 0.5M NaCl 溶液中缝隙腐蚀电位的测定结果，与图 13.7-684 相比，钢的缝隙腐蚀电位明显低于点蚀电位，但仍保持 DP3 > 329J1 > 316L 这样一个耐局部腐蚀性能的排列顺序。

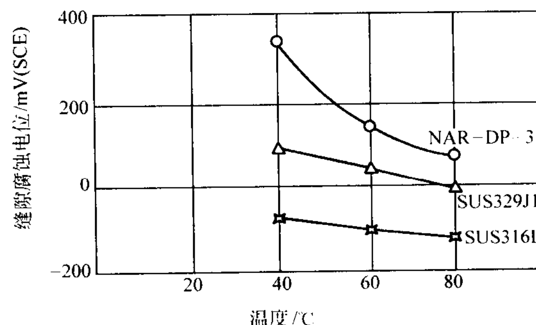


图 13.7-686 DP3 钢在 0.5M NaCl 溶液中的缝隙腐蚀电位

在缝隙腐蚀加速试验条件下（3% NaCl + 0.05M Na_2SO_4 + 活性炭，80℃，pH5，30d），DP3 钢和 Carpenter 20（00Cr20Ni35Mo3Cu3Nb）等钢的母材和焊接接头部位的缝隙腐蚀试验结果如图 13.7-687 所示。显然，DP3 钢的焊接接头与母材同样有较高的缝隙腐蚀抗力，甚至比 Carpenter20 合金更好；而 329J1 钢则不然，焊接接头的耐腐蚀性恶化。DP3 钢在天然海水中经一年的挂片试验结果如图 13.7-688 所示，也证实了该钢具有很好的耐海水腐蚀性能。

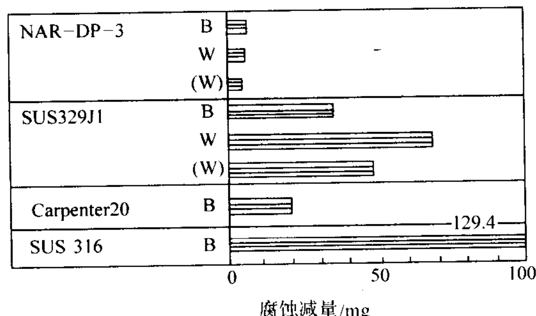


图 13.7-687 DP3 母材与焊接接头的耐缝隙腐蚀性能

3% NaCl + 0.05M Na_2SO_4 + 活性炭，80℃，pH5，通气，30d

B—母材；W—焊接态；（W）—焊后退火态

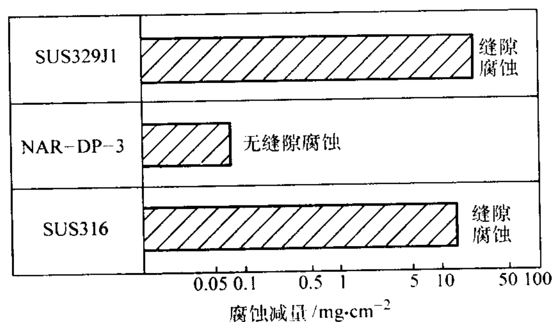


图 13.7-688 几种钢的带缝隙试样在海水中的挂片试验结果（1年）

3）耐应力腐蚀性 在25% NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$，pH3.5～4沸腾溶液中，00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的恒应变（U形试样）应力腐蚀试验结果见表13.7-542。

表13.7-542 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的应力腐蚀破裂

钢 种	介 质	出现应力腐蚀破裂时间/h
00Cr25Ni7Mo3WCuN	25% NaCl + 1% $K_2Cr_2O_7$ + 74% H_2O，pH3.5～4，沸腾	>500 未出现
316L		12 出现

在42% $MgCl_2$ 沸腾溶液（143℃）中，00Cr25Ni7Mo3WCuN钢的恒载荷应力腐蚀试验结果如图13.7-689所示，显然该钢的破裂临界应力值（σ_{th}）（≥343 MPa）比316L钢（≥147 MPa）高很多。

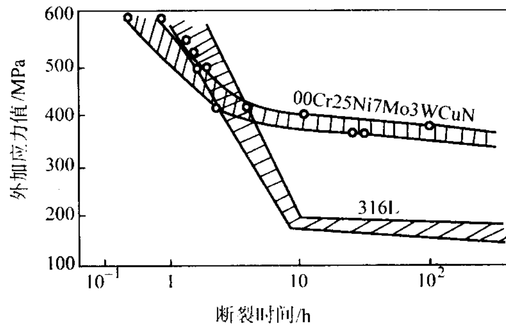


图13.7-689 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢与316L钢的应力-断裂时间曲线

在含有1 000×10^{-6} Cl^- 的高温高压水中，特别是在200℃左右的气液平衡的蒸汽相环境中，一般不锈钢（包括一些双相不锈钢）几乎都产生SCC，从表13.7-543可以看出，DP3钢具有优越的耐含 Cl^- 高温高压水应力腐蚀的性能。

同样钢种的焊接件在沸腾浓碱中的试验结果见表13.7-544。在30% NaOH沸腾溶液中，3RE60钢和22Cr-6Ni-Ti钢产生晶间型SCC，而DP3钢和20Cr-6Ni-Mo2-Ti钢不论是含 Cl^- 和 ClO_3^-，或不含这些离子的30% NaOH沸腾溶液都有足够的耐腐蚀性。

4）耐晶间腐蚀性 00Cr25Ni7Mo3WCuN钢固溶处理后，经650℃，1 h敏化，采用 $CuSO_4$ + H_2SO_4 + Cu屑法检验，无晶间腐蚀倾向。

表13.7-543 各种不锈钢在含 Cl^- 的高温高压水中的SCC试验结果（1 000×10^{-6} Cl^-，200℃，U形试样，500 h）

钢种或主要化学成分/%	试验环境（L液相，V蒸汽相）	耐SCC性能		
		母材	GTAW法焊接件	SMAW法焊接件
18Cr-5Ni-1.5Si-2.5Mo（3RE60）	L	○×	○	○
	V	○×	×	×
25Cr-7Ni-3Mo（329J2L）	L	○○	○	○
	V	××	×	×
20Cr-6Ni-2Mo-Ti	L	○○	○	○
	V	○×	×	○
22Cr-6Ni-Ti	L	××	○	○
	V	××	×	×
25Cr-6.5Ni-3Mo-W-Cu-N（DP3）	L	○○		
	V	○○	○	○
316L	L	○○	×	×
	V	××	×	×

注：○ 无破裂；× 有破裂（SCC）。

表13.7-544 各种不锈钢的焊件在沸腾碱液中的试验结果

钢种或主要化学成分（质量分数）/%	30% NaOH，沸腾		30% NaOH + 10% NaCl + 0.1$NaClO_3$，沸腾	
	腐蚀速度/mm·a^{-1}	SCC深度/μm	腐蚀速度/mm·a^{-1}	SCC深度/μm
18Cr-5Ni-1.5Si-2.5Mo（3RE60）	2.16	200	0.57	600
25Cr-7Ni-3Mo（329J2L）	0.15	75	0.032	0
20Cr-6Ni-2Mo-Ti	0.13	0	0.034	0
22Cr-6Ni-Ti	0.58	100	0.042	0
25Cr-6.5Ni-3Mo-W-Cu-N（DP3）	0.39	0	0.037	0
316L	0.17	50	0.27	50

5）耐均匀腐蚀性 DP3钢在 H_2SO_4，HCl，H_3PO_4 和 HNO_3 中的耐腐蚀性如图13.7-690～图13.7-693所示。

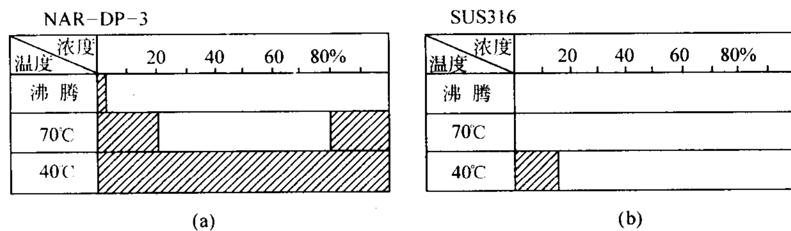


图13.7-690 耐 H_2SO_4 性能（<0.1 mm/a）

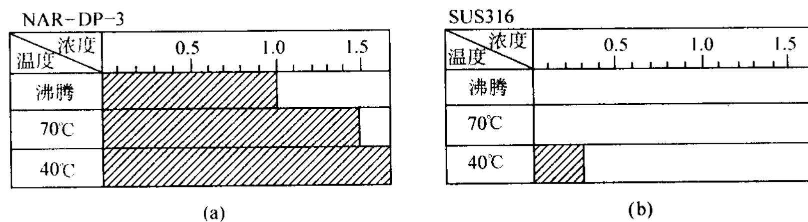


图13.7-691 耐HCl酸性能（<0.1 mm/a）

浓度 钢种 20 40 60 80%
NAR DP-3
SUS 316

图 13.7-692 耐 H_3PO_4 性能（温度：沸腾，<0.1 mm/a）

浓度 钢种 20 40 60%
NAR-DP-3
SUS 316

图 13.7-693 耐 HNO_3 性能（温度：沸腾，<0.1 mm/a）

（4）物理性能

见表 13.7-565～表 13.7-569。

（5）焊接性能

00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢有较好的焊接性，热裂纹倾向低，可采用 GTAW 和 SMAW 等方法进行焊接，一般不需要焊前预热和焊后热处理，焊接时需注意控制线能量和层间温度。

推荐使用的焊接材料见表 13.7-545。

表 13.7-545 00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢用焊接材料（质量分数） %

名 称	C max	Si	Mn	S max	P max	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N
Ni8 型焊丝	0.03	0.5	1.5	0.03	0.03	24.5	8	3	0.5	0.3	<0.2
25-11 型焊条	0.03	0.5	1.5	0.03	0.03	25	11.5	3	0.5	0.3	<0.2

焊接材料中需含有氮，焊缝氮的质量分数一般控制在 0.13%～0.20%。

Ni8 型焊丝可以作为 TIG 法用的焊丝，使用该焊丝可配制 25-11 型焊条。直接生产 00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢丝作为焊条时，成材率低，生产有一定困难。

（6）冷、热加工性能

00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢冷加工硬化效应较大，但其具有较好的塑性和韧性，可以进行冷冲压成形，尤其钢中含有铜元素，有利于改善其深冲性能，但抗力较大，冷卷钢板时回弹也较大。

00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢的热成形温度最好控制在 1 000℃以上，可热作的温度范围较窄，只有 250～300℃。

（7）用途

00Cr25Ni7Mo3WCuN 钢不仅在常温海水和卤水介质中，而且在热海水和卤水介质中的耐局部腐蚀性能明显优于 316L 钢和第二代其他双相不锈钢。因此适用于制造在沿海电厂、化工厂、盐厂及船舶上用的海水和卤水热交换器、冷却器、泵、阀等，有着广泛的应用范围。

2.4.9 0Cr25Ni6Mo3CuN

0Cr25Ni6Mo3CuN 钢是英国 Bonar-Langley Alloys Limited 公司的产品，牌号是 Ferralium alloy 255（255 合金），UNS 的牌号是 S32550。此钢种发展于 20 世纪 70 年代，是第二代双相不锈钢的代表钢种之一，由于所具有的性能特色，应用范围很宽，至今仍是大量使用的一个牌号。该钢已纳入 ASTM，ASME 的标准：A240（SA240），A479（SA479），A789（SA789），A790（SA790）。

中国也发展了这一钢种，研究了成分范围，尤其是关键元素铜的控制，铜加入钢中对于较低 pH 的环境（例如酸性油井，污染的海水等），特别是在高流速下产生的磨损腐蚀和空泡腐蚀是有利的。

0Cr25Ni6Mo3CuN 钢具有较好的力学与耐蚀的综合性能，与 300 系奥氏体不锈钢相比，它具有高强度，好的塑性与成形性，有优秀的耐局部腐蚀性能，例如在海水介质中有很好的耐点蚀、耐缝隙腐蚀、耐空泡和磨损腐蚀及高的疲劳强度，在许多环境中耐均匀腐蚀性能也较好，是一个在多种介质中适用性很强，应用范围很宽的一个钢种。

（1）化学成分和钢的组织稳定性

1）化学成分　0Cr25Ni6Mo3CuN 双相不锈钢的化学成分见表 13.7-546。

表 13.7-546 0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的化学成分（质量分数） %

钢 种	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr	Ni	Mo	Cu	N
0Cr25Ni6Mo3CuN	0.06	1.0	1.5	0.03	0.035	24.0～27.0	5.5～7.0	2.5～3.0	1.6～2.0	0.10～0.20
UNS S32550 (Ferralium alloy 255)	0.04	1.0	1.5	0.03	0.04	24.0～27.0	5.5～7.0	2.9～3.9	1.5～2.5	0.10～0.25

注：1. 表中为变形材的化学成分。
2. UNS S32550（Ferralium alloy 255）的成分是根据 ASTM A 240—99a 标准。

Ferralium Alloy 255 最早用于铸钢，后经调整了成分已大量用于变形材，关键是加氮和控制铜元素，目前铸钢的铜的质量分数一般控制在不大于 3.0%，对变形材则控制在不大于 2.0%。

2）钢的组织稳定性　0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的两相比例随加热温度的升高，γ 相减少，但至 1 200℃时仍保留有 37% 的 γ 相。

0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的 σ 相等温转变曲线如图 13.7-694 所示。

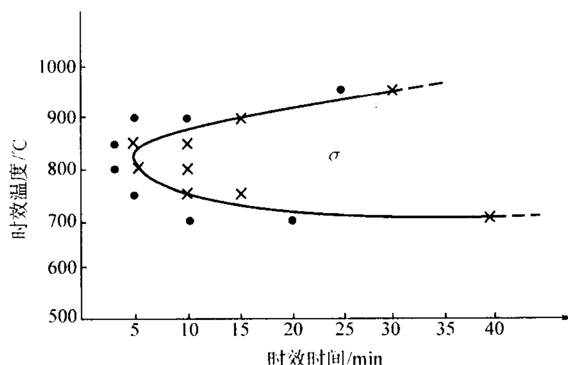


图 13.7-694 0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的 σ 相等温转变曲线

（2）力学性能

0Cr25Ni6Mo3CuN 钢经 1 050 水冷（固溶态）和固溶＋500℃时效处理后的室温力学性能见表 13.7-547，高温力学性能见表 13.7-548。

钢在不同时效温度区间的组织转变，例如 σ 相和 α′相的出现对钢的力学性能有一定的影响，尤其是 σ 相的影响更为

表 13.7-547　0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的室温力学性能

钢　种	状　态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	A_K /J	HRC
0Cr25Ni6Mo3CuN	1 050，水冷	≥750	≥500	≥25	≥120	~120
	1 050℃ + 500℃时效	≥850	≥550	≥18	≥70	≥24
0Cr25Ni6Mo3CuN	1 050℃，水冷	757	505	27	125	20
（铸态）	1 050℃ + 500℃时效	799	529	25	90	25
Ferralium alloy255	1 120℃，水冷	780	530	30	120	
	1 120℃ + 510℃时效	880	650	28	70	

表 13.7-548　0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的高温力学性能

钢　种	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
0Cr25Ni6Mo3CuN	100	740	505	33
	200	710	460	30
	300	700	450	30
0Cr25Ni6Mo3CuN	100	680	455	31
（铸态）	200	603	358	27
	300	625	348	29
Ferralium alloy 255	100	825	650	16
	200	730	545	16
	300	705	525	15

显著。相对组织转变的两个区域出现了钢的两个脆性区，表现为 A_K 值降低和硬度值增高，如图 13.7-695 和图 13.7-696 所示。

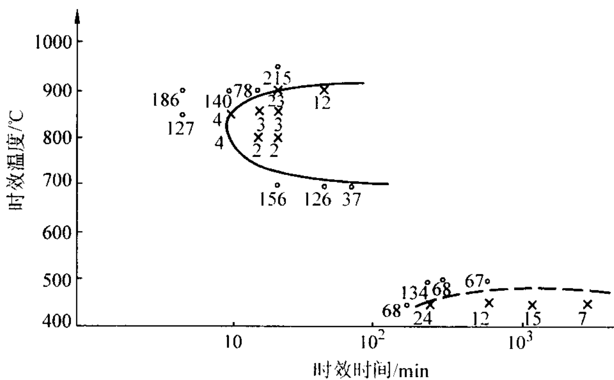


图 13.7-695　时效温度和时间对 A_K 值的影响

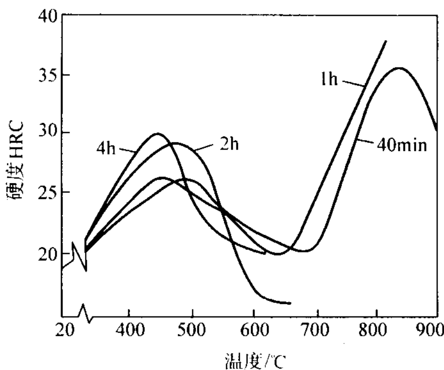


图 13.7-696　钢经不同温度时效后硬度的变化

为了避免“475℃脆性”，0Cr25Ni6Mo3CuN 钢按 ASME 压力容器标准的要求，长时间的使用温度不允许超过 250℃。

（3）耐腐蚀性能

1）耐点蚀性　0Cr25Ni6Mo3CuN 双相不锈钢与其他钢的耐点蚀当量值对比见表 13.7-549，说明在含氯环境中 0Cr25Ni6Mo3CuN 钢的耐点蚀性能优于 18-5Mo 型双相不锈钢，更优于 316L 奥氏体不锈钢。

表 13.7-549　几种钢的耐点蚀当量值对比
（计算公式：%Cr + 3.3 × %Mo + 16 × %N）

钢　种	Cr	Mo	N	PREN
0Cr25Ni6Mo3CuN	25	3	0.18	37.8
Ferralium alloy 255	25.5	3.4	0.18	39.6
00Cr18Ni5Mo3Si2	18.5	2.7	0.08	28.7
316L	17	2.7		25.9

几种钢在 3% NaCl + 5% H_2SO_4，35℃溶液中几种钢的点蚀电位列于表 13.7-550。

表 13.7-550　几种钢的点蚀电位　　mV

钢　种	3% NaCl + 5% H_2SO_4，35℃
0Cr25Ni6Mo3CuN（固溶态）	874
0Cr25Ni6Mo3CuN（时效态）	876
00Cr18Ni5Mo3Si2	640
316L	500
317L	500 ~ 550

几种钢在 $FeCl_3$ 溶液中的腐蚀速率列于表 13.7-551。

表 13.7-551　几种钢在 $FeCl_3$ 溶液中的点蚀率

$g·m^{-2}·h^{-1}$

钢　种	1.5% $FeCl_3·6H_2O$ + 3% NaCl + 20 mL /1HAC pH = 2，24 h		5% $FeCl_3·6H_2O$ + 20 mL/HAC
	40℃	50℃	50℃
0Cr25Ni6Mo3CuN 固溶态	0.014	1.088	
0Cr25Ni6Mo3CuN 时效态	0.638	5.042	
0Cr25Ni6Mo3CuN 铸态、固溶态	0.741	0.920	5.951
0Cr25Ni6Mo3CuN 铸态、时效态	3.532	4.595	16.930
00Cr18Ni5Mo3Si2	1.6		
316L	2.378	4.842	

几种钢的临界点蚀温度（*CPT*）的测定值见表 13.7-552。

表 13.7-552　在 4% NaCl + 0.1% $Fe_2(SO_4)_3$ + 0.01MHCl 溶液中几种材料的 CPT 值

钢　种	4% NaCl + 0.1% $Fe_2(SO_4)_3$ + 0.01MHCl ℃
Ferralium alloy 255	50
Hastelloy G	75
cabot 825 合金	25
20 合金	55
316L	20

注：Hastelloy G—（质量分数）Ni-22Cr-19.5Fe-6.5Mo-2Cu；cabot 825 合金—（质量分数）Ni-21.5Cr-27Fe-3Mo-2Cu；20 合金—（质量分数）Fe-22Cr-26Ni-5Mo-2Cu。

2）耐缝隙腐蚀、耐电偶腐蚀性　采用多面缝隙组合试样在北卡路里那的天然海水（25℃）中经30 d的浸泡试验的结果列于表13.7-553。

表13.7-553　0Cr25Ni6Mo3CuN钢的缝隙腐蚀试验结果

钢　种	环　境	浸蚀面的数量	腐蚀深度/mm
Ferralium alloy 255	天然海水	3	0.05～0.9
20合金	25℃，30 d	2	0.4～0.5
Hastelloy G		1	0.07
316L		38	0.2～1.9

Ferralium alloy 255与其他金属组成的电偶对在天然流动海水中进行了1 006 h的浸泡试验，电偶对和标样的腐蚀数据分别列于表13.7-554、表13.7-555。

表13.7-554　在流动海水（2.4 m/s，26.5℃）中几种电偶对的腐蚀评价

电偶对	失重 /g·cm^{-2}	腐蚀速率 /mm·a^{-1}	最大浸蚀深度/mm	
			表面	缝隙
255合金 255合金	<0.001 <0.001	<0.001 <0.01	— —	— —
255合金 Monel400	<0.001 0.013	<0.01 0.13	— 0.03	— 0.26
255合金 HY80（碳钢）	<0.001 0.198	<0.01 2.20	— 0.35	— 0.14
255合金 Al5456（Al-Mg）	<0.001 0.064	<0.01 2.08	— 1.02	— 0.62
255合金 Cu	<0.001 0.217	<0.01 2.11	— 0.47	— 0.41
255合金 316	<0.001 0.011	<0.01 0.12	— —	— 0.74

表13.7-555　在流动海水（2.4 m/s，26.5℃）中标样的浸泡试验

电偶对	失重 /g·cm^{-2}	腐蚀速率 /mm·a^{-1}	最大浸蚀深度/mm	
			表面	缝隙
255合金	<0.001	<0.01	—	—
	<0.001	<0.01	—	—
Monel 400	0.004	0.04	—	0.12
	0.003	0.03	—	0.15
HY 80	0.092	1.02	0.28	0.20
	0.081	0.90	0.16	0.25
Al5456	0.009	0.28	0.35	—
	0.009	0.28	0.11	—
Cu	0.048	0.47	0.12	—
	0.050	0.48	0.12	—
316	0.002(0.002)	0.03(0.02)	—	0.19
	0.004(0.03)	0.04(0.04)	—	0.32

从以上可以看出，Ferralium alloy 255的标样电偶对以及与其他金属组成的电偶对，失重或腐蚀速率都很低，其他金属都遭受不同程度的电偶腐蚀，即使是Monel合金（Ni-Cu合金）与Ferralium alloy 255组对后，Monel合金的腐蚀速率也是标样的4倍。

3）应力腐蚀　在25%NaCl+1%$K_2Cr_2O_7$沸腾（108℃），pH=6的溶液中，0Cr25Ni6Mo3CuN钢的应力腐蚀试验结果见表13.7-556。

表13.7-556　几种钢的应力腐蚀试验结果
（恒变形U形弯曲试样）

钢　种	状　态	初始产生SCC/h
0Cr25Ni6Mo3CuN	固溶态	>515
	时效态	112
00Cr18Ni5Mo3Si2	固溶态	516
316L	固溶态	12

注：试验介质25%NaCl+1%$K_2Cr_2O_7$沸腾（108℃）。

4）耐晶间腐蚀性　0Cr25Ni6Mo3CuN钢的Huey法晶间腐蚀试验结果见表13.7-557，钢时效态的腐蚀量与316L（尿素级）相当。

表13.7-557　0Cr25Ni6Mo3CuN钢与316L（尿素级）钢Huey法（65%HNO_3，沸腾）晶间腐蚀试验结果

钢　种	状态	5个周期平均腐蚀量/μm·(48 h)$^{-1}$
0Cr25Ni6Mo3CuN	固溶态	1.335 1
	时效态	2.440 1
0Cr25Ni6Mo3CuN	固溶态	1.384 2
（铸态）	时效态	4.114 5
316L（尿素级）	固溶态	2.692 0

5）耐均匀腐蚀性　Ferralium alloy 255在不同溶液中与其他钢种腐蚀速率的对比见表13.7-558。

表13.7-558　几种钢在不同溶液中的腐蚀速率对比

mm·a^{-1}

腐蚀溶液	Ferralium alloy 255	Hastelloy G	825合金	20合金	316L
10%H_2SO_4，沸腾	0.7	0.55	0.5	3.3	30.5
38%P_2O_5，工业酸85℃	0	0	0.05	0.05	0.13

Ferralium alloy 255及其他钢种在H_2SO_4的等腐蚀速率图（0.5 mm/a）如图13.7-697所示。

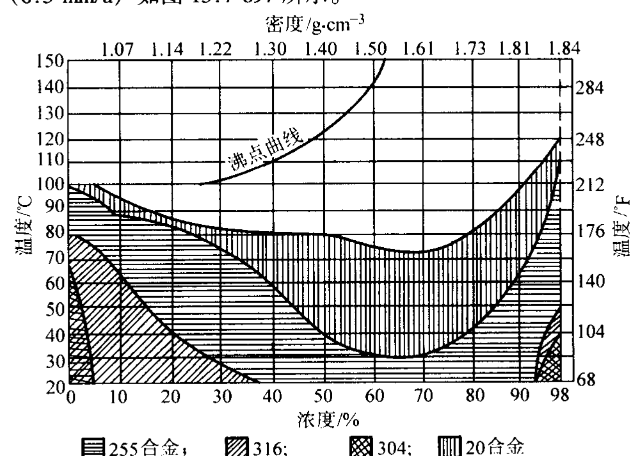


图13.7-697　Ferralium alloy 255在H_2SO_4中的等腐蚀速率图

6）耐磨损腐蚀性 采用动态模拟实验装置——带挡板的旋转圆盘，研究了0Cr25Ni6Mo3CuN钢在3.5% NaCl溶液（55℃）中的磨损腐蚀规律，不同流速对钢的固溶态和时效态腐蚀速率的影响如图13.7-698所示。

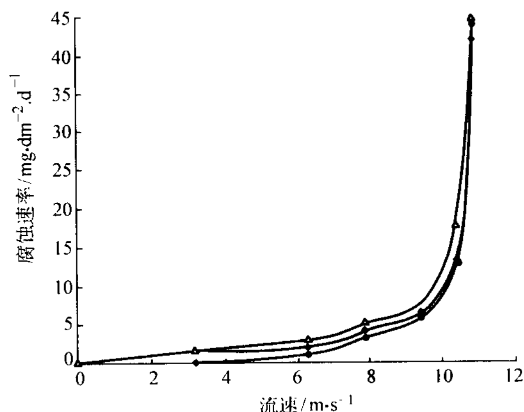


图13.7-698 0Cr25Ni6Mo3CuN钢的腐蚀速率与流速的关系

● 1 050℃；◆ 1 050℃ + 500℃ × 2 h时效；

△ 1 050℃ + 500℃ × 50 h时效

0Cr25Ni6Mo3CuN钢的腐蚀速率随流速的增加而增大，并存在一个使腐蚀速率急剧增大的临界流速值（v = 10 m/s左右），高于临界流速时，试样表面除点蚀以外，均匀腐蚀严重。

（4）物理性能

0Cr25Ni6Mo3CuN钢物理性能见表13.7-565～表13.7-569。

（5）焊接性能

0Cr25Ni6Mo3CuN钢可采用GTAW、SMAW和GMAW等方法进行焊接，也可以与其他双相不锈钢或异种钢，例如316、非合金钢等进行焊接，其焊接工艺与焊接奥氏体不锈钢相似，但是为了提高焊缝金属的耐腐蚀性，一般采用更大一些的线能量，通常焊后不需热处理。

当采用SMAW法进行焊接时，需采用镍含量高于母材的焊芯（Ni质量分数约为70%），以提高焊缝的奥氏体数量，使焊缝金属具有与母材相等的塑性。

（6）冷、热加工性能

0Cr25Ni6Mo3CuN钢可以进行剪切、冲压、模压等，由于钢的强度高，变形开始时需比奥氏体不锈钢施加2～3倍的外加力才能变形。若加热至200℃，可以将钢的屈服强度降低25%，有利于钢的成形，减少钢的回弹性。

0Cr25Ni6Mo3CuN钢的热加工与热成形与一般含质量分数为25%Cr并含钼的双相不锈钢相同，但由于钢中含铜，不宜采用过高的热加工温度，终锻温度一般控制在980℃左右，钢的热加工温度范围较窄。

（7）用途

0Cr25Ni6Mo3CuN钢具有良好的力学性能和耐局部腐蚀性能，尤其是耐磨蚀性能优于一般的不锈钢，也比较易于焊接和成形，正是由于这种多功能性的特色，该钢的应用范围很宽，适用于制造多种工业上的设备和部件，至今仍是大量使用的一个双相不锈钢牌号，特别是海水环境中的理想用材，适用作舰船用的螺旋推进器、轴、方向舵、潜艇密封件等。该钢不仅在海洋工业而且在化工、石油化工、石油和天然气、纸浆和造纸、环保、湿法磷酸及金属加工等工业方面应用，多用于洗涤器、干燥器、旋风分离器、搅拌器、离心机、泵、阀、紧固件等。在英国的北海和中东一些国家采用此钢作泵、轴流泵的轴、高压泵和海水喷射泵等。在美国，许多重要用途，其中包括海军方面的应用也在不断增加。值得注意的是自20世纪80年代末，不少工业发达的国家广泛采用FGD法（烟道气脱硫法）减少发电厂对大气造成的污染，FGD装置中的一些重要设备和部件既要求耐氯化物腐蚀又要求耐颗粒和泥浆的磨损腐蚀，双相不锈钢，尤其是含钼铜的Ferralium alloy 255能很好的满足性能和工程经济性的要求。

国内已将此钢用于尿素装置主工艺管路的高压截止阀上，并且已代替同类进口产品。在大型尿素装置上用作甲铵泵进出口单向阀，使用寿命较原用316L钢延长2倍。

2.4.10 00Cr25Ni7Mo4N

00Cr25Ni7Mo4N钢是瑞典近年开发的超级双相不锈钢，商业牌号为SAF 2507，主要用于苛刻的介质，尤其是含氯的环境，例如海水等。钢中的高铬、高钼和高氮的平衡成分设计，使钢具有很高的耐应力腐蚀，耐点蚀和耐缝隙腐蚀的性能，而且在有机酸和一定范围的无机酸中也有很低的腐蚀率。一些国家已纳入标准，如美国的UNS S32750，德国的DIN X2CrNiMoN 2574，瑞典的SS 2328等。美国机械工程学会也认可2507钢适用于ASME标准的锅炉和压力容器以及化工厂和炼油厂的管道标准。

（1）化学成分和显微组织

SAF 2507钢的典型化学成分见表13.7-559。

表13.7-559 SAF 2507超级双相不锈钢的化学成分（质量分数） %

钢 种	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr	Ni	Mo	N	Cu
UNS S32750	0.030	0.80	1.20	0.020	0.035	24.0/26.0	6.0/8.0	3.0/5.0	0.24/0.32	0.50
SAF 2507	0.03	0.8	1.2	0.02	0.035	25	7	4	0.3	

此钢经固溶处理后，两相α/γ比约为50/50。高温下两相组织比常规双相不锈钢要稳定，无疑对焊接HAZ有着重要的意义。

SAF 2507钢的TTT曲线如图13.7-699所示。

（2）力学性能

表13.7-560列出钢管和钢板的室温力学性能，表13.7-561为钢板的高温力学性能。图13.7-700为相应韧性为27 J的时间-温度-相变曲线。有σ相和475℃两个脆性区。

（3）耐蚀性

1）耐点蚀与缝隙腐蚀性 几种超级双相不锈钢的耐点蚀当量（*PRE*）值见表13.7-562，在不同中性氯化物溶液中SAF 2507钢的*CPT*值如图13.7-642所示，比其他的双相不锈钢有更高的*CPT*值。按照ASTM G48A，G48B在6% $FeCl_3$

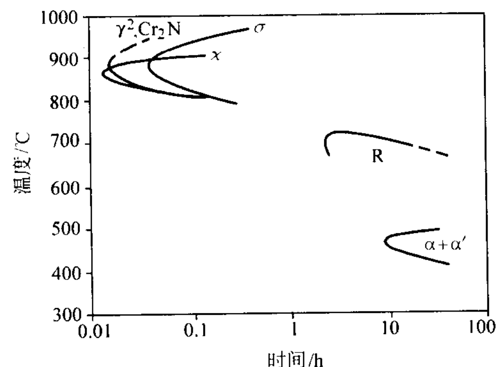


图13.7-699 SAF 2507双相不锈钢的TTT曲线

表 13.7-560 SAF 2507 双相不锈钢的室温力学性能

钢种	钢材品种	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	HV	A_K /J
SAF 2507	壁厚 < 20 mm 管	800 ~ 1 000	≥550	≥25	290	
	热轧钢板	730	530	20		60

表 13.7-561 SAF 2507 双相不锈钢的高温力学性能

钢 种	钢材品种	温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa
SAF 2507	钢板	室温	≥530
		100	≥450
		200	≥400

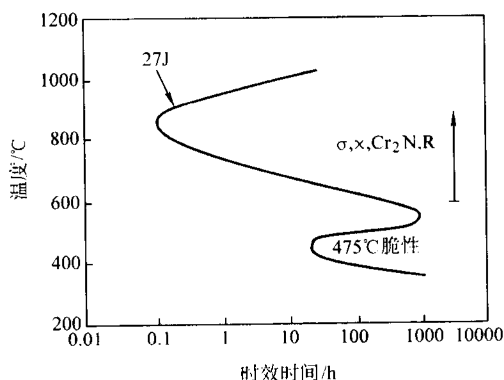


图 13.7-700 SAF 2507 钢韧性为 27 J 的时间-温度-相变曲线图

溶液中经 24 h 试验后确定的 CPT 值和 CCT 值如图 13.7-701 所示。SAF 2507 钢有很好的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。

表 13.7-562 几种超级双相不锈钢平均成分的 PRE 值

钢 种	Cr	$Mo+\frac{1}{2}W$	N	PRE
SAF 2507	25	4	0.27	42.5
Zeron 100	25	3.5	0.25	40.6
Uranus 52N+	25	3.3	0.24	39.7

注：PRE = %Cr + 3.3 × %Mo + 16 × %N

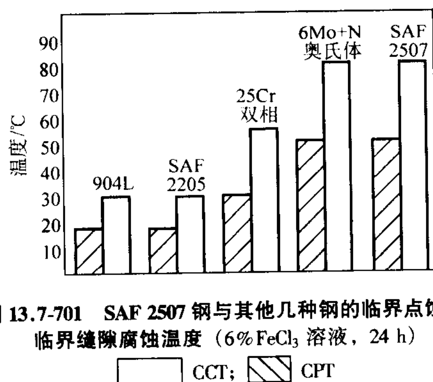


图 13.7-701 SAF 2507 钢与其他几种钢的临界点蚀和临界缝隙腐蚀温度（6%$FeCl_3$ 溶液，24 h）

□ CCT; ▨ CPT

在 600 mV 电位下和不同 pH 值的 3% NaCl 溶液中测定的几种钢 *CPT* 值的对比如图 13.7-702 所示。

2）耐应力腐蚀性 图 13.7-703 是在高压釜的含氧（约 8×10^{-8}）氯化物溶液中，SAF 2507 钢与其他几种不锈钢的 SCC 试验结果，外加应力相当于在该温度下钢的屈服强度值，试验时间为 1 000 h，低于曲线将不发生 SCC。

在 H_2S-Cl^- 的环境中，按 NACE TM01—77 标准（通入饱和

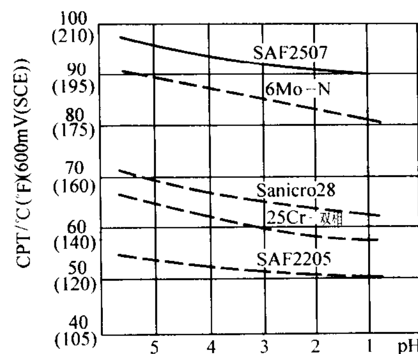


图 13.7-702 在不同 pH 值的 3% NaCl 溶液中几种不锈钢的 CPT 值对比

（+600 mV SCE，Sanicro28-00Cr27Ni31Mo3.5Cu）

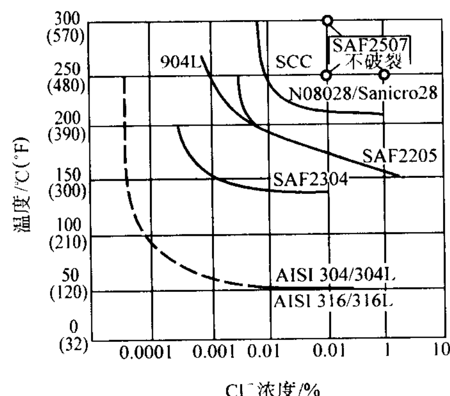


图 13.7-703 SAF 2507 钢和其他几种不锈钢在含氧中性氯化物溶液中的应力腐蚀抗力

H_2S 的 5%NaCl、0.5%HAC 水溶液）进行应力腐蚀试验，结果如图 13.7-704 所示，外加应力小于 90%抗拉强度时，SAF 2507 钢不发生 SCC。NACE MR01—75 列出此钢在酸性环境中、H_2S 分压低于 0.01 MPa 时，使用温度可达 232℃。但是，与在单一含氯化物的环境中相比，超级双相不锈钢在 H_2S-Cl^- 中的耐 SCC 性能较高铬镍奥氏体不锈钢为差（例如远不如 Sanicro28 钢）。

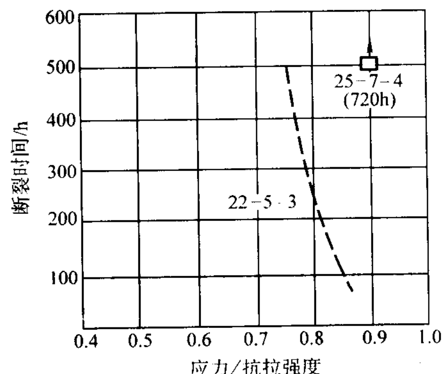


图 13.7-704 在 NACE 室温溶液（NACE TM01—77）中 SAF 2507 钢的恒载荷应力腐蚀试验结果

3）耐晶间腐蚀性 SAF 2507 钢的碳含量 w_C 通常小于 0.02%，一般控制在 0.015%，组织中未发现有碳化物的析出。因此，超低碳含量以及铁素体相的存在使钢的敏化问题可以忽略。

4）耐均匀腐蚀性 SAF 2507 钢在一些有机酸和无机酸

环境中具有良好的耐均匀腐蚀性，例如在甲酸和醋酸中可以和高合金奥氏体不锈钢相媲美。图 13.7-705 为该钢在 50% HAC 和不同浓度的 HCOOH 的沸腾溶液中的腐蚀率。图 13.7-706 为在不同浓度的 HCOOH 中的等腐蚀曲线图，图 13.7-707 为在不同浓度 HAC 中的等腐蚀曲线图，两图中的曲线代表 0.1 mm/a 的腐蚀率。

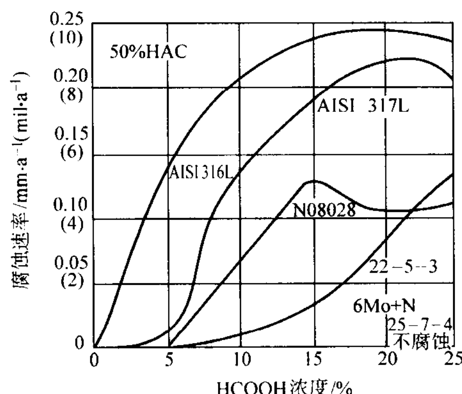


图 13.7-705 SAF 2507 钢和其他不锈钢在 50% HAC 及不同浓度 HCOOH 混酸的沸腾溶液中的腐蚀速率

（试验时间 (1+3+3) d）

25-7-4 和 22-5-3 分别为 SAF 2507 和 SAF 2205 钢的代称；N 08028 Sanicro 28；6Mo + N 00Cr20Ni18Mo6CuN

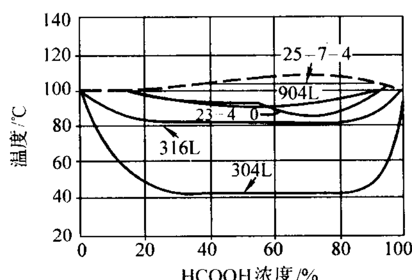


图 13.7-706 SAF 2507 钢和其他不锈钢在不同浓度 HCOOH 中的等腐蚀图（腐蚀速率为 0.1 mm/a）

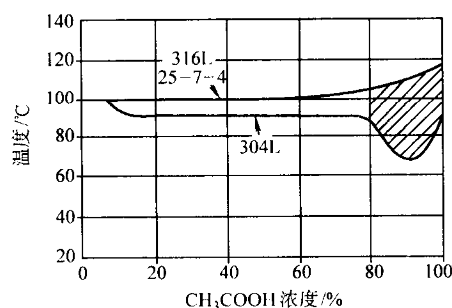


图 13.7-707 SAF 2507 钢在不同浓度 HAC 中的等腐蚀图（腐蚀速率为 0.1 mm/a）

（曲线阴影部分表示 304L 钢产生局部腐蚀；316L 和 25-7-4 的曲线与介质的沸点相吻合）

在不同浓度 H_2SO_4 及含 $2\ 000\times10^{-6}$ Cl^- 的 H_2SO_4 中的等腐蚀曲线图分别如图 13.7-708 和图 13.7-709 所示，在低浓度 HCl 酸中的等腐蚀曲线图如图 13.7-710 所示。从图中可看出，SAF 2507 钢在这些腐蚀介质中都具有好的耐腐蚀性，虽然其使用还受到一定的局限。

5）耐磨损腐蚀性　由于 SAF 2507 钢具有高硬度和高耐腐蚀性的良好结合性能，在带有高磨损性固体颗粒的流动介质或者是在高流速的介质中，该钢具有良好的耐磨蚀性能。

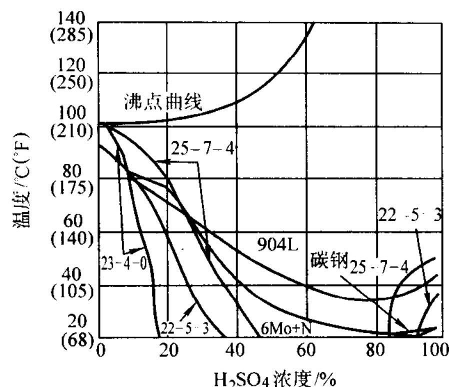


图 13.7-708 SAF 2507 (25-7-4) 钢及其他不锈钢在自然通气 H_2SO_4 中的等腐蚀图（腐蚀速率 0.1 mm/a）

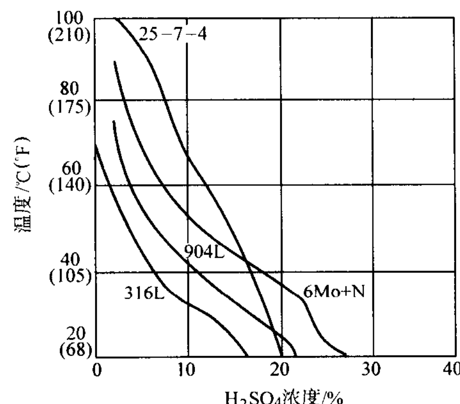


图 13.7-709 在含有 $2\ 000\times10^{-6}Cl^-$ 的 H_2SO_4 溶液中 SAF 2507 (25-7-4) 钢与其他奥氏体不锈钢的等腐蚀图

（腐蚀速率 0.1 mm/a）

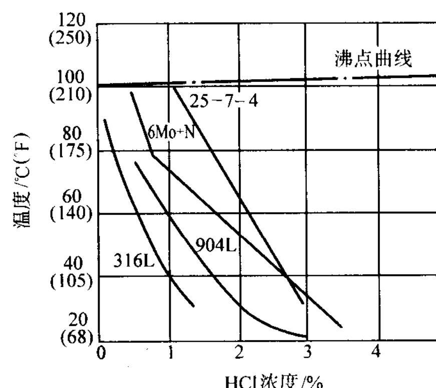


图 13.7-710 SAF 2507 (25-7-4) 钢在不同浓度 HCl 酸中的等腐蚀图（腐蚀速率为 0.1 mm/a）

例如用于输送含砂的海水或是制造腐蚀介质中使用的泵及其他机械部件。图 13.7-711 示出 SAF 2507 和 6Mo + N 奥氏体不锈钢在含有 0.025% ~ 0.25%砂粒和 8.9 ~ 29.3 m/s 流速的合成海水中进行暴露试验后的相对质量失重速率。

（4）物理性能

SAF 2507 钢的物理性能见表 13.7-565 ~ 表 13.7-569，图 13.7-712。

（5）焊接性能

SAF 2507 钢可用 GTAW，GMAW，SMAW 和 SAW 等焊接方法进行焊接，所使用的焊接材料见表 13.7-563。25.10.4L 用于 GTAW 法焊接，25.10.4LR 和 25.10.4.LB 用于手工焊接，

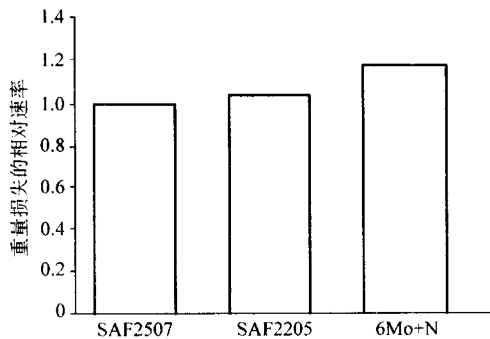


图 13.7-711 SAF 2507 钢及 6Mo + N 奥氏体不锈钢在含有 0.025% ~ 0.25%砂粒和 8.9 ~ 29.3 m/s 流速的合成海水中的相对质量失重速率（水温 25℃）

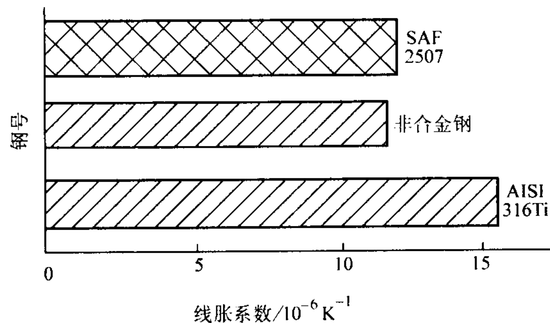


图 13.7-712 SAF 2507 的线胀系数（20 ~ 100℃）

当焊件有较高韧性要求时，多采用 25.10.4.LB 碱性焊条。异种钢焊接时采用的焊接材料见表 13.7-564。

建议使用的线能量为 0.2 ~ 1.5 kJ/mm，为避免快速冷却，厚板焊接一般采用上限值，薄板焊接多采用下限值，控制层间温度不得超过 150℃。

GTAW 法焊接时，采用纯氩或 Ar + 2% N_2（体积分数）保护。

（6）冷、热加工性能

热成形温度范围有限，温度太低时，塑性较差的铁素体

表 13.7-563 SAF 2507 钢使用的焊接材料（质量分数）%

Sandvik 牌号	C max	Si	Mn max	P max	S	Cr	Ni	Mo	N
25.10.4.L（焊丝）	0.02	0.3	0.4	0.02	0.02	25	10	4	0.25
25.10.4.LR（钛型焊条）	0.03	0.5	0.7	0.03	0.025	25	10	4	0.25
25.10.4.LB（碱性型焊条）	0.04	0.4	0.9	0.03	0.025	25.5	9.5	4	0.25

表 13.7-564 SAF 2507 钢与异种钢焊接时使用的焊接材料

SAF	钢种	AISI 300 系钢	904L，Sanicro 28，254SMO 等
2507	25.10.4.L	25.10.4.L	Sanicro 60①
	25.10.4.LR	25.10.4.LR	Sanicro 60②

① Sanicro 60（焊丝）为 Cr22Mo9Nb3.5Ni 合金。
② Sanicro 60（焊条）为 Cr21Mo9Nb3.5Ni 合金。

在变形区会严重开裂，温度过高时，铁素体过软也可能发生热撕裂，因此温度控制十分关键，SAF 2507 的热成形（加工）温度范围为 1 200 ~ 1 025℃。热加工后的工件需进行固溶水淬。双相不锈钢在固溶温度下非常软，若工件没有足够的支撑，会发生扭曲和变形，这对大口径薄壁管材十分重要，扭曲的产品再成形或矫直比奥氏体不锈钢困难。

SAF 2507 钢在冷成形后，例如冷弯，一般变形量不超过 10% ~ 15%，不需要进行随后热处理，但是在苛刻的介质条件下或是冷变形量较大时，还是要进行 1 050 ~ 1 120℃加热，随后进行空冷和水冷处理。

（7）用途

此钢用于含氯化物的苛刻介质，例如化工、石化和制造等工业中，含胺的 20% NaOH 溶液，含 Cl^- 及 H_2S 介质，高浓度甲酸及无水醋酸等，普遍用于炼油、石化厂热交换器、海水冷凝器等。

2.4.11 各钢种的物理性能

各钢种的物理性能见表 13.7-565 ~ 表 13.7-569。

表 13.7-565 各钢种的密度 g·cm^{-3}

牌号	SAF 2304	1Cr21Ni5Ti	3RE60	SAF 2205	R-4	00Cr25Ni7Mo3WCuN	Ferralium 255	SAF 2507	UR 52N+	316L
密度	7.8	7.8	7.7	7.8	7.8	7.8	7.8	7.8	7.8	7.8

表 13.7-566 各钢种的比热容 J·kg^{-1}·K^{-1}

温度/℃	SAF 2304	1Cr21Ni5Ti	3RE60	SAF 2205	R-4	00Cr25Ni7Mo3WCuN	Ferralium 255	SAF 2507	UR 52N+	316L
20	500		470	470			475		450	
100			490	500	502	503	500		500	503
200			520	530			532		530	
300			550	560			561			
400	620									

表 13.7-567 各钢种的热导率值 W·m^{-1}·K^{-1}

温度/℃	SAF 2304	1Cr21Ni5Ti	3RE60	SAF 2205	R-4	00Cr25Ni7Mo3WCuN	Ferralium 255	SAF 2507	UR 52N+	316L
20	16	17	20	19			13.5	14	17	15
100	17	18	20	19	21		15.1	15	18	18
200	18	18	22				17.2	16	19	17.5
300	19	19	24	23			19.1	18		19
500					25	25				21
700		29								

表 13.7-568 各钢种的线胀系数值 $10^{-6}K^{-1}$

温度/℃	SAF 2304	1Cr21Ni5Ti	3RE60	SAF 2205	R-4	00Cr25Ni7Mo3WCuN	Ferralium 255	SAF 2507	UR 52N⁺	316L
20～100	13.0	10.0	13.1	13.7		11.5	11.0	见图4-110	14.0	16.0
20～200	14.4	13.7	14.2		11.5	12.6		14.5	17.0	
20～300		16.8	14.1	14.7		12.3	13.0			17.5
20～400	14.5									17.5
20～550					12.1					
20～650					12.8					
20～800					13.8					

表 13.7-569 各钢种的弹性模量值 MPa

温度/℃	SAF 2304	1Cr21Ni5Ti	3RE60	SAF 2205	R-4	00Cr25Ni7Mo3WCuN	Ferralium 255	SAF 2507	UR 52N⁺	316L
20	200 000	187 000	196 000	200 000	197 000	227 800	210 000		205 000	200 000
100		174 000	181 000	190 000	182 000		206 000		195 000	
200		172 000	174 000	180 000	160 000		198 000	185 000		
300		167 000	164 000	170 000	158 000		190 000			
400	172 000									172 000

2.5 沉淀硬化不锈钢

沉淀硬化不锈钢是一类含沉淀硬化元素（铜、铝、钛、铌）的铁铬镍合金，可以通过热处理进行强化、此类钢具有高强度，足够的韧性和适宜的耐蚀性，主要应用于宇航工业和一些高技术产业。

沉淀硬化不锈钢可区分为马氏体、半奥氏体和奥氏体沉淀硬化不锈钢3种主要类型，近年来又出现了铁素体沉淀硬化不锈钢。在马氏体沉淀不锈钢中，基于马氏体时效钢的经验，近年来出现了马氏体时效不锈钢，与前者比较，后者碳含量较低，其强化手段主要是靠金属间化合物析出，且热处理简单。

（1）沉淀硬化不锈钢的热处理

沉淀硬化不锈钢的热处理是获得良好综合性能的重要工艺手段，沉淀硬化不锈钢热处理工艺复杂，只有按所规定的温度、时间、冷却速度进行控制才能得到理想的性能。

马氏体沉淀硬化不锈钢，例如17-4PH的 M_f 恰好室温以上，因此从适宜的固溶处理温度进行空冷可完全转变为马氏体，然后在480～620℃进行单一时效即可达到硬化的目的。对于一些不能完全转变成马氏体的钢种，可增加冷处理工序，然后再时效。马氏体不锈钢的热处理工艺如图13.7-713所示。

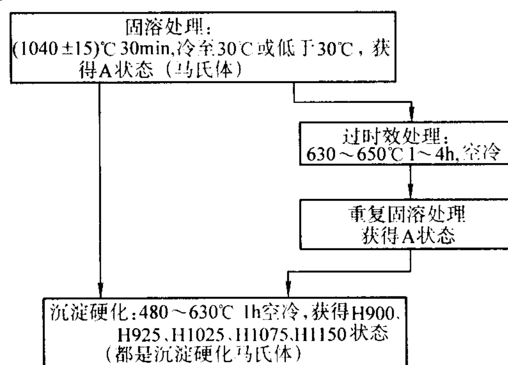


图 13.7-713 马氏体沉淀硬化不锈钢的热处理制度

对于不同的牌号其固溶处理温度和冷却速度的控制有所区别，例如PH13-8Mo，其固溶温度为925℃，有时需增加冷处理环节。Custom455的固溶处理温度为830℃。

半奥氏体沉淀硬化不锈钢的热处理最为复杂，增加了调整处理工序。这类沉淀硬化不锈钢的成分处于平衡状态，M_s 点正好低于室温，因此从固溶处理温度冷至室温，钢的组织主要是奥氏体组织，具有良好的韧性有利于成形加工，但为了使其转变成马氏体，必须进行调整处理，调整处理的目的是通过碳和合金元素从奥氏体中的析出来提高 M_s 和 M_f，以利于马氏体转变。假如采用低的调整处理温度（730～760℃），M_f 可升至室温附近，在冷却过程马氏体转变是完全的。如果采用高的调整处理温度（930～955℃），因析出的碳较少，M_f 保持在低于摄氏零度，为了完全转变成马氏体，必须采用冷处理。调整处理温度愈高，因含碳较高，所转变成的马氏体较低温调整处理所转变成的马氏体具有更高的强度。此外，亦可借助冷加工完成马氏体转变。这些马氏体组织随后在455～565℃时效1～3 h使之进一步强化。半奥氏体沉淀硬化不锈钢的典型热处理方式如图13.7-714所示。较高的时效温度，可提高钢的韧性，但降低了最大强度和达此目的所需的时效时间。

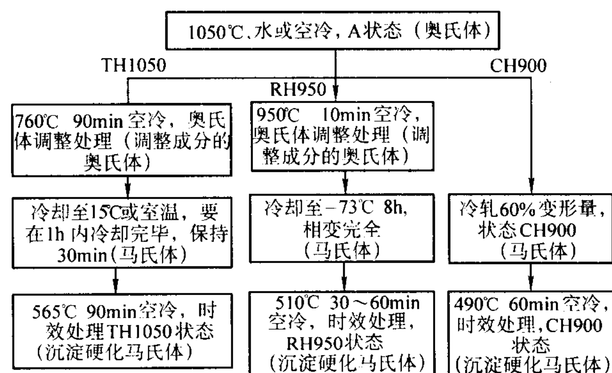


图 13.7-714 半奥氏体沉淀硬化不锈钢的几种热处理制度

奥氏体沉淀硬化不锈钢的 M_s 点低到使其不可能转变成马氏体，主要靠在奥氏体上析出金属间化合物予以强化。此类钢的热处理是采用在适宜的温度进行固溶处理后再施以时效处理的方式。时效温度较前两类钢高，时效时间更长。

对大多数沉淀硬化不锈钢在480～510℃温度进行时效，使用标准的时效时间，使之处于完全时效或轻微过时效状态，可获得最佳强度和韧性的配合。在510℃以上进行时效，处于明显的过时效状态，在要求具有较高的塑韧性的情况下使用。时效强度曲线如图13.7-715所示。

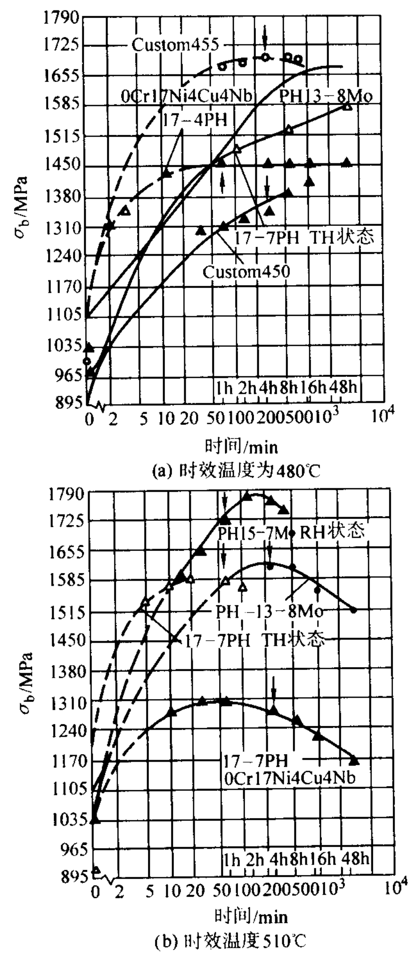


图 13.7-715 若干 PH 钢的时效强度曲线

(2) 沉淀硬化不锈钢中的沉淀硬化相

在沉淀硬化不锈钢中，经时效处理后其主要沉淀硬化相有面心立方结构富铜相——ε 相，具有 CsCl 结构的 NiAl 金属间化合物、$M_{23}C_6$、χ 相、Laves (η) 相、γ′等，时效相的类型与存在与否和合金成分、热处理条件相关，在各类沉淀硬化不锈钢中已发现的沉淀相见表 13.7-570。

表 13.7-570 沉淀硬化不锈钢中的沉淀相

类型	牌　号	时效温度/℃	沉淀相类型
马氏体型	PH13-8Mo	510 ~ 620	连贯的 NiAl + 细小的 γ′质点
	15-5PH	480 ~ 620	面心立方富 Cu 相——ε 相
	Custom450	480 ~ 620	含 Fe、Mo、Nb 的 Laves 相
	Custom450	480 ~ 620	密集六方有序连贯的 Ni_3Ti
半奥氏体型	17-7PH	480 含 566	有序体心立方结构
	PH15-7Mo	480 ~ 565	β-NiAl + Ni_3Al
	AM-350	455 ~ 535	Cr_2N
	AM-355	455 ~ 535	Cr_2N
	Ultrafort401 (00Cr12Ni8Cu5Mo2)	500 ~ 550	χ 相，Fe_2Mo，Ni_3Ti
奥氏体型	A286	730	γ′相 (Ni_3 (Ai, Ti), Ni_3 (Ti, Al))

(3) 沉淀硬化不锈钢的化学成分和力学性能

到目前为止，已有数十个标准牌号沉淀硬化不锈钢，我国标准中仅列入 3 个牌号。应用比较广泛的牌号的化学成分列于表 13.7-571，棒材的室温力学性能列于表 13.7-572。有关沉淀硬化不锈钢的更多性能数据可参见超高强度钢部分章节。

表 13.7-571 主要沉淀硬化不锈钢的化学成分（质量分数） %

牌　号	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb
马氏体型												
PH13-8Mo	≤0.05	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.008	12.25 ~ 13.25	7.5 ~ 8.5	2.0 ~ 2.5	—	0.90 ~ 1.35	—	—
15-5PH	≤0.07	≤1.00	≤1.00	≤0.04	≤0.03	14.0 ~ 15.5	3.5 ~ 5.5	—	2.4 ~ 4.5	—	—	0.15 ~ 0.45
17-4PH (0Cr17Ni4Cu4Nb)	≤0.07	≤1.00	≤1.00	≤0.04	≤0.03	15.0 ~ 17.5	3.0 ~ 5.0	—	3.0 ~ 4.5	—	—	0.15 ~ 0.45
Custom 450	≤0.05	≤1.00	≤1.00	≤0.03	≤0.03	14.0 ~ 16.0	5.0 ~ 7.0	0.5 ~ 1.0	1.25 ~ 1.75	—	—	≥8 × %C
Custom 455	≤0.05	≤0.5	≤0.50	≤0.04	≤0.03	11.0 ~ 12.5	7.5 ~ 9.5	0.50	1.5 ~ 2.5	—	0.8 ~ 1.4	0.1 ~ 0.5
半奥氏体型												
PH/15-7Mo (0Cr15Ni7Mo2Al)	≤0.09	≤1.00	≤1.00	≤0.04	≤0.04	14.0 ~ 16.0	6.50 ~ 7.75	2.0 ~ 3.0	—	0.75 ~ 1.50	—	—
17-7PH 0Cr17Ni7Al	≤0.09	≤1.00	≤1.00	≤0.04	≤0.04	16.0 ~ 18.0	6.50 ~ 7.75	—	—	0.75 ~ 1.50	—	—
AM350	0.07 ~ 0.11	0.50 ~ 1.25	≤0.50	≤0.04	≤0.03	16.0 ~ 17.0	4.0 ~ 5.0	25.0 ~ 3.25	—	0.07 ~ 0.13N	—	
AM355	0.10 ~ 0.15	0.50 ~ 1.25	≤0.50	≤0.04	≤0.03	15.0 ~ 16.0	4.0 ~ 5.0	2.50 ~ 3.25	—	0.07 ~ 0.13N	—	—

续表 13.7-571

牌 号	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb
奥氏体型①												
A286	≤0.08	≤2.00	≤1.0	≤0.025	≤0.025	13.5~16.0	24.0~27.0	1.0~1.5	—	≤0.35	1.9~2.35	—
马氏体时效不锈钢												
00Cr12Ni10Ti	≤0.03	≤0.25	≤0.30	—	—	11.75	10.5	—	—	1.2	0.4	—

① A286，还含有 0.10~0.50 V，0.003 0~0.01 0B。

表 13.7-572 PH 钢棒材的室温力学性能

牌 号	热处理	室温力学性能				
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ①/%	ψ①/%	HRC
PH13-8Mo	H950	≥1 520	≥1 410	≥10	≥45/35	≥45
	H1000	≥1 410	≥1 310	≥10	≥50/40	≥43
	H1025	≥1 275	≥1 210	≥11	≥50/45	≥41
	H1050	≥1 210	≥1 140	≥12	≥50/45	≥40
	H1100	≥1 030	≥930	≥14	≥50	≥34
	H1150	≥930	≥620	≥14	≥50	≥30
15-5PH	H900	≥1 310	≥1 170	≥10/6	≥35/15	≥40
	H925	≥1 170	≥1 070	≥10/7	≥38/20	≥38
	H1025	≥1 070	≥1 000	≥12/8	≥45/27	≥35
	H1075	≥1 000	≥860	≥13/9	≥45/28	≥32
	H1100	≥965	≥795	≥14/10	≥45/29	≥31
	H1150	≥930	≥725	≥16/11	≥45/30	≥28
17-4PH②	H900	≥1 310	≥1 170	≥10	≥40/35③	≥40
	H925	≥1 170	≥1 070	≥10	≥44/38③	≥38
	H1025	≥1 070	≥1 000	≥12	≥45	≥35
	H1075	≥1 010	≥860	≥13	≥45	≥32
	H1100	≥965	≥795	≥14	≥45	≥31
	H1150	≥795	≥725	≥16	≥50	≥28
Custom450	退火	≥895④	≥655	≥10	≥40	—
	H900	≥1 240⑤	≥1 170	≥6/10	≥20/40	≥39
	H950	≥1 170⑤	≥1 100	≥7/10	≥22/40	≥37
	H1000	≥1 100	≥1 030	≥8/12	≥27/45	≥36
Custom450	H1025	≥1 030⑤	≥965	≥8/12	≥45	≥34
	H1050	≥1 000⑤	≥930	≥9/12	≥30/45	≥34
	H1100	≥895⑤	≥725	≥11/16	≥30/50	≥30
	H1150	≥860⑤	≥515	≥12/18⑥	≥35/55⑥	≥26
Custom455	H900	≥1 620	≥1 520	≥8	≥30	≥47
	H950	≥1 520	≥1 410	≥10	≥40	≥44
	H1100	≥1 410	≥1 285	≥10	≥40	≥40
PH15-7Mo	RH950	≥1 380	≥1 210	≥7	≥25	—
	TH1050	≥1 240	≥1 100	≥8	≥25	—
17-7PH	RH950	≥1 275	≥1 030	≥6	≥10	—
	TH1050	≥1 170	≥965	≥6	≥25	—
AM-350（管薄板带）	退火	≤1 380	585/620	8/12⑥	—	≤30
	SCT850	≥1 275	≥1 030	2/8⑥	—	≥42
	SCT1000	≥1 140	≥1 000	2/8⑥	—	≥36
AM-355 锻件板带	SCT1000	≥1 070	≥1 070	≥12	≥25	≥37
	SCT850	≥1 310	≥1 140	≥10	—	—
	SCT1000	≥1 170	≥1 030	≥12	—	≥37
A-286	ST1650	≤724	—	—	—	≤201HB
	ST1650A	≥965	≥655	≥12	≥15	272≤363HB
	ST1800	≤724	—	—	—	≤201HB
	ST1800A	≥895	≥585	≥15	≥20	248≤314HB

① 高值为纵向，低值为横向。
② 仅为纵向性能。
③ 高限值为 $\phi\leq75$ mm 的材料，低限值大于 $\phi75$ mm 的性能。
④ $\phi\leq13$ mm，拉伸强度在 860~1 130 MPa 之间。
⑤ $\phi\leq13$ mm。
⑥ 随截面尺寸和方向而变化。

3 不锈钢的切削加工

不锈钢的设备或零部件生产，要经过各种切削加工，由于不锈钢导热性不良和粘性较大，因此其切削加工难度较大。在各类不锈钢中，最难切削加工的牌号为高碳高铬马氏体不锈钢（11Cr17，9Cr18Mo）和各种奥氏体不锈钢。尤其是奥氏体不锈钢，其导热性能差、不易断屑、黏性大，加之易于加工硬化等，往往给切削加工带来极大困难。为了得到理想的加工部件，应选择合适的切削工具和适宜的切削加工参数，不同类型不锈钢的切削加工参数见表 13.7-573 ~ 表 13.7-575。

为获得高等级的切削加工表面和为切削加工提供方便条件，可使用易切削不锈钢，但易切削元素的加入，具有使其横向韧性降低和耐蚀性下降的副作用，其应用范围受到限制，只能在其韧性和耐蚀性能被接受的环境中采用。开发耐蚀性和切削性良好的易切削不锈钢是解决不锈钢难于切削加工的另一重要途径（如以铝代硫的 303MA）。

表 13.7-573 奥氏体不锈钢的切削参数（建议）（采用高速钢刀具）

切削加工操作	宽度或深度 mm	孔径 /mm	不锈钢种类							
			303MA		303 303Se		201 305 202 316 301 302 347FSe 304		304L 316L 304N 309 317 309S 318 309SNb 347 310 348 314	
			表面 /ft·min⁻¹①	进给量② /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in
纵向加工：对称车削	6.35		150	0.005 5	140	0.005 5	100	0.004 5	70	0.004
镗孔	0.13～0.25		100	0.005 5	100	0.005 5	80	0.004	60	0.003 5
整体车刀车削	1.58 3.18 6.35 9.53 12.7		150 150 145 140 135	0.006 5 0.006 0.005 5 0.004 7 0.004	140 140 135 135 130	0.006 5 0.006 0.005 5 0.004 7 0.004	100 95 95 90 90	0.005 0.004 5 0.004 5 0.004 0.003 5	70 70 65 60 60	0.004 0.003 0.003 0.002 5 0.002 5
倒角和车平面			150	0.006	140	0.006	100	0.004 5	70	0.004
镗孔和套孔切削	2.37	812.7	100	0.003	100	0.003	65	0.002	40	0.001 8
钻孔		3.18 6.35 9.53 12.7 19.1 25.4 31.8	100 100 100 100 105 105 110	0.003 0.004 0.004 5 0.004 5 0.005 5 0.006 4 0.007	100 100 100 100 105 105 110	0.003 0.004 0.004 5 0.004 5 0.005 5 0.006 4 0.007	65 70 70 70 70 70 75	0.002 0.003 3 0.003 5 0.003 7 0.004 2 0.005 2 0.006	40 45 45 45 50 50 50	0.001 8 0.003 0.003 2 0.003 5 0.004 0.005 0.005 5
空心铣刀铣削	1.58 3.18 4.75 6.35		135 125 120 115	0.008 5 0.006 8 0.006 0.005 5	130 125 120 115	0.008 5 0.006 8 0.006 0.005 5	130 125 120 115	0.006 5 0.005 5 0.004 8 0.004 5	65 60 55 55	0.006 0.005 0.004 5 0.004
滚花刀——进刀 （六角车床）—退刀			150 150	0.011 0.022	140 140	0.011 0.022	140 140	0.009 0.018	70 70	0.009 0.018
尖端车削和平面车削			150	0.001 5	140	0.001 5	140	0.001 3	70	0.001 2
铰孔		12.7 以下 12.7 以上	定径 90 90 精整 35	 0.006 0.008 5 0.003 5	 90 90 35	 0.006 0.008 5 0.003 5	 90 90 35	 0.005 0.007 0.003	 60 60 35	 0.004 5 0.006 5 0.003
开槽			100	0.001	90	0.001	90	0.000 8	60	0.000 7
攻丝			10～25		10～25		10～25		10～25	
套丝（螺纹）			10～25		10～25		10～25		10～25	
横向加工：切割	1.58 3.18 4.75 6.35		150 150 150 150	0.001 7 0.002 1 0.002 2 0.002 5	140 140 140 140	0.001 7 0.002 1 0.002 2 0.002 5	140 140 140 140	0.001 2 0.001 8 0.001 8 0.002	70 70 70 70	0.001 0.001 5 0.001 5 0.001 7
仿形切削（圆形、扁平形、燕尾槽形）	12.7 25.4 38.1 50.8 63.5		150 145 145 140 135	0.002 1 0.001 7 0.001 5 0.001 3 0.001	140 135 135 130 125	0.002 1 0.001 7 0.001 5 0.001 3 0.001	140 135 135 130 125	0.001 5 0.001 2 0.001 2 0.001 0.000 8	70 65 65 60 55	0.001 2 0.001 0.001 0.000 9 0.000 7
滚花 3/8 in(最大宽度)			150	0.012	140	0.012	140	0.010	70	0.009
剃削加工	12.7 25.4 38.1 50.8		150 145 145 140	0.002 1 0.001 7 0.001 5 0.001 8	140 135 135 130	0.002 1 0.001 7 0.001 5 0.001 3	140 135 135 130	0.001 5 0.001 2 0.001 2 0.001	70 65 65 60	0.001 5 0.001 0.001 0.000 9

① 表面 ft/min × 0.304 8 = 表面 m/min。

② 进给量 × 25.4 = mm 进给量。

表 13.7-574 铁素体和马氏体不锈钢切削参数（建议，采用高速钢刀具）

切削加工操作	宽度或深度 /mm	孔径 /mm	不锈钢种类													
			403 405 410 430		414 420 431 440A 440FSe		440B 440C		416F		416		416HH 416HT (26～32HRC) 430F 430FSe 434		420F 420FSe	
			表面① /ft·min^{-1}	进给量② /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in
纵向加工：对称车削	6.35		95	0.004	75	0.003 5	65	0.003 5	165	0.005 7	160	0.005 2	150	0.005	100	0.004 5
镗孔	0.13～0.25		80	0.004	65	0.003 5	55	0.003 5	115	0.005 7	110	0.005 2	100	0.005	80	0.004 5
整体车刀车削	1.58		95	0.005 5	75	0.005	65	0.005	165	0.006 7	160	0.006 2	150	0.006	100	0.005 7
	3.18		90	0.004 2	75	0.004	65	0.004	165	0.005 7	160	0.005 2	150	0.005	100	0.004 5
	6.35		85	0.004 2	75	0.004	60	0.004	160	0.005	155	0.005	145	0.004 7	95	0.004 5
	9.53		85	0.003 8	70	0.003 5	60	0.003 5	155	0.005	150	0.004 5	140	0.004 2	95	0.004
	12.7		80	0.003 2	70	0.003	60	0.003	150	0.004 5	145	0.004	135	0.003 7	90	0.003 5
倒角和车平面			95	0.004 5	75	0.004	65	0.004	165	0.006 2	160	0.005 7	150	0.005 5	100	0.005
镗孔和套孔切削	2.37	812.7	45	0.002 3	45	0.002	45	0.002	115	0.003 5	110	0.003	100	0.002 7	50	0.002 5
钻孔		3.18	45	0.002 3	45	0.002	45	0.002	115	0.003 5	110	0.003	100	0.002 7	50	0.002 5
		6.35	48	0.003	48	0.002 9	48	0.002 7	115	0.004 2	110	0.003 7	100	0.003 5	55	0.003 2
		9.53	48	0.003 2	48	0.003	48	0.003	115	0.004 5	110	0.004	100	0.003 7	55	0.003 5
		12.7	48	0.003 5	48	0.003 2	48	0.003 2	115	0.004 7	110	0.004 2	100	0.004	55	0.003 7
		19.1	52	0.004	52	0.003 8	52	0.003 8	120	0.005 5	115	0.005	105	0.004 7	60	0.004 2
		25.4	52	0.004 7	52	0.004 2	52	0.004 2	120	0.006	115	0.005 7	105	0.005 5	60	0.005
		31.8	54	0.005	54	0.004 5	54	0.004 5	125	0.007	120	0.006 7	110	0.006 4	65	0.005 5
空心铣刀铣削	1.58		70	0.006	70	0.005 5	70	0.005 5	150	0.008	145	0.007 5	135	0.007 2	90	0.006 5
	3.18		65	0.004 5	65	0.004	65	0.004	140	0.006 5	135	0.006	125	0.005 8	85	0.005
	4.75		60	0.004 2	60	0.004	60	0.004	135	0.006	130	0.005 2	120	0.005	80	0.004 5
	6.35		60	0.004	60	0.003 7	60	0.003 7	130	0.005 5	125	0.005	115	0.004 7	75	0.004 2
滚花刀——进刀			95	0.009	75	0.009	65	0.009	165	0.012	160	0.011	150	0.010	100	0.009
(六角车床)——退刀			95	0.018	75	0.018	65	0.018	165	0.024	160	0.022	150	0.020	100	0.018

续表 13.7-574

切削加工操作	宽度或深度 /mm	孔径 /mm	不锈钢种类													
			403 405 410 430		414 420 431 440A 440F_{Se}		440B 440C		416F		416		416HH 416HT (26 ~ 32HRC) 430F 430F_{Se} 434		420F 420F_{Se}	
			表面[①] /ft·min^{-1}	进给量[②] /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in	表面 /ft·min^{-1}	进给量 /in
尖端车削和平面车削			95	0.001 1	75	0.001 0	65	0.001 0	165	0.002	160	0.001 5	150	0.001 3	100	0.001 2
铰孔		12.7 以下	75	0.003 5	75	0.003	70	0.003	105	0.005 7	100	0.005 2	90	0.005	75	0.004 5
		12.7 以上	75	0.005	75	0.004 5	70	0.004 5	105	0.008	100	0.007 5	90	0.007 2	75	0.006 2
			35	0.003 5	35	0.003	35	0.003	50	0.004 2	45	0.003 7	35	0.003 5	36	0.003 5
开槽			70	0.000 7	60	0.000 6	50	0.000 6	115	0.001 7	110	0.001 2	100	0.001	75	0.000 8
攻丝			10 ~ 25		10 ~ 25		10 ~ 25		15 ~ 35		15 ~ 30		10 ~ 25		10 ~ 25	
套丝（螺纹）			10 ~ 25		10 ~ 25		10 ~ 25		15 ~ 35		15 ~ 30		10 ~ 25		10 ~ 25	
横向加工：切割	1.58		95	0.001 1	75	0.001	65	0.001	165	0.002 2	160	0.001 7	150	0.001 5	100	0.001 3
	3.18		95	0.001 5	75	0.001 2	65	0.001 2	165	0.002 7	160	0.002 2	150	0.002	100	0.001 7
	4.75		95	0.001 5	75	0.001 2	65	0.001 2	165	0.002 7	160	0.002 2	150	0.002	100	0.001 7
	6.35		95	0.002	75	0.001 8	65	0.001 8	165	0.003 2	160	0.002 7	150	0.002 4	100	0.002 1
仿形切削（圆形、扁平形、燕尾槽形）	12.7		95	0.001 5	75	0.001 2	65	0.001 2	165	0.002 5	160	0.002	150	0.001 8	100	0.001 7
	25.4		90	0.001 1	70	0.001	60	0.001	160	0.002 2	155	0.001 7	145	0.001 4	95	0.001 3
	38.1		90	0.001	70	0.000 9	60	0.000 9	160	0.002	155	0.001 5	145	0.001 3	95	0.001 2
	50.8		85	0.000 9	65	0.000 8	55	0.000 8	155	0.001 8	150	0.001 3	140	0.001 1	90	0.001
	63.5		80	0.000 7	60	0.000 6	50	0.000 6	150	0.001 6	145	0.001 1	135	0.000 9	85	0.000 8
滚花 3/8 in（最大宽度）			95	0.009	75	0.008	65	0.008	165	0.011 7	160	0.011 2	150	0.011	100	0.010
剃削加工	12.7		95	0.001 5	75	0.001 2	65	0.001 2	165	0.002 5	160	0.002	150	0.001 8	100	0.001 7
	25.4		90	0.001 1	70	0.001	60	0.001	160	0.002 1	155	0.001 6	145	0.001 4	95	0.001 3
	38.1		90	0.001	70	0.009	60	0.000 9	160	0.002	155	0.001 6	145	0.001 3	95	0.001 2
	50.8		85	0.000 9	65	0.000 9	55	0.000 8	155	0.001 8	150	0.001 3	140	0.001 1	90	0.001

① 表面 ft/min × 0.304 8 = 表面 m/min。
② 进给量 × 25.4 = mm 进给量。

表 13.7-575 沉淀硬化不锈钢切削参数（建议，采用高速钢刀具）

切削加工操作	宽度或深度 /mm	孔径 /mm	不锈钢种类									
			15-5PH 17-4PH 17-7PH 17-14CuMo		AF-71 AFC-77 Almar362（AM-362） AM-350		AM-355 Custom 455 HNM		PH 13-8Mo PH 14-8Mo PH 15-7Mo Stainless W		18-2FM	
			退火状态 150HB 250HB		淬火状态 275HB 325HB		325HB 375HB		375HB 440HB			
			表面[①] /ft·min⁻¹	进给量[②] /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in
纵向加工：对称车削	6.35		55	0.003 5	50	0.003 5	45	0.003	40	0.002 5	220	0.006
镗孔	0.13～0.25		50	0.003 5	50	0.003 5	45	0.003	40	0.002 5	165	0.006
整体车刀车削	1.58		55	0.004 5	50	0.004	45	0.004	40	0.003 5	220	0.007
	3.18		50	0.004 5	50	0.004	45	0.004	40	0.003	220	0.006
	6.35		50	0.004	45	0.003 5	40	0.003 5	35	0.003	215	0.006 5
	9.53		45	0.004	40	0.003 5	40	0.003	35	0.002 5	210	0.005
	12.7		40	0.003 5	40	0.003	35	0.002 5	30	0.002	200	0.004 5
倒角和车平面			55	0.004	50	0.004	45	0.003	40	0.003	220	0.006 5
镗孔和套孔切削	2.37	812.7	45	0.002	45	0.002	40	0.002	35	0.002	165	0.004
钻孔		3.18	50	0.002 5	45	0.002	35	0.002	25	0.001 5	165	0.004
		6.35	50	0.003	45	0.002 5	35	0.002 5	25	0.000 2	165	0.004 2
		9.53	50	0.003 5	45	0.003	35	0.003	25	0.002 5	165	0.004 5
		12.7	50	0.004	45	0.003 5	35	0.003 5	25	0.003	165	0.004 7
		19.1	50	0.004 5	45	0.004	35	0.004	25	0.003 5	170	0.005 5
		25.4	50	0.005 5	45	0.005	35	0.005	25	0.004	170	0.006
		31.8	50	0.005 5	45	0.005 5	35	0.005 5	25	0.005	175	0.007
空心铣刀铣削	1.58		60	0.004 5	55	0.004	50	0.003 5	45	0.003	200	0.008
	3.18		55	0.004 5	55	0.004	50	0.003 5	45	0.003	190	0.007
	4.75		55	0.004	55	0.003 5	50	0.003	45	0.002	175	0.006 5
	6.35		55	0.004	50	0.003 5	45	0.003	45	0.002	170	0.006
滚花刀——进刀			55	0.008	50	0.008	45	0.008	40	0.008	220	0.012
（六角车床）——退刀			55	0.016	50	0.016	45	0.016	40	0.016	220	0.024

续表 13.7-575

切削加工操作	宽度或深度 /mm	孔径 /mm	不锈钢种类									
			15-5PH 17-4PH 17-7PH 17-14CuMo		AF-71 AFC-77 Almar362（AM-362） AM-350		AM-355 Custom 455 HNM		PH 13-8Mo PH 14-8Mo PH 15-7Mo Stainless W		18-2FM	
			退火状态	150HB 250HB	淬火状态	275HB 325HB		325HB 375HB		375HB 440HB		
			表面[1] /ft·min⁻¹	进给量[2] /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in	表面 /ft·min⁻¹	进给量 /in
尖端车削和平面车削			55	0.001	55	0.001	50	0.001	45	0.001	220	0.002
铰孔		12.7（1/2）以下	60	0.003	55	0.002 5	50	0.002	45	0.002	150	0.006
		12.7（1/2）以上	55	0 003	50	0.002 5	45	0.002	40	0.002	150	0.008
			35	0.003	35	0.002 5	35	0.002	35	0.002		
开槽			50	0.001	50	0.001	45	0.000 7	45	0.000 7	165	0.002
攻丝			10～25		10～25		10～25		10～25		15～35	
套丝（螺纹）			10～25		10～25		10～25		10～25		15～35	
横向加工：切割	1.58（0.062）		55	0.001	50	0.001	45	0.001	40	0.001	220	0.002 5
	3.18（0.125）		55	0.001	50	0.001	45	0.001	40	0.001	220	0.002 7
	4.75（0.187）		55	0.001 5	50	0.001	45	0.001	40	0.001	220	0.003
	6.35（0.250）		55	0.001 5	50	0.001	45	0.001	40	0.001	220	0.003 2
仿形切削（圆形、扁平形、燕尾槽形）	12.7（0.500）		55	0.001 2	50	0.001	45	0.000 6	40	0.000 5	220	0.002 5
	25.4（1.000）		50	0.001 2	45	0.000 8	40	0.000 6	35	0.000 5	220	0.002 2
	38.1（1.500）		50	0.001	45	0.000 8	40	0.000 6	35	0.000 4	210	0.002
	50.8（2.000）		45	0.001	45	0.000 8	40	0.000 6	35	0.000 4	205	0.001 8
	63.5（2.500）		45	0.001	40	0.000 8	35	0.000 6	30	0.000 4	200	0.001 6
滚花 3/8 in（最大宽度）			55	0.008	55	0.008	45	0.008	45	0.008	220	0.011 7
剃削加工	12.7（0.500）		35	0.001 2	50	0.001	45	0.000 6	40	0.000 5	220	0.002 5
	25.4（1.000）		50	0.001 2	45	0.000 8	40	0.000 6	35	0.000 5	215	0.002 1
	38.1（1.500）		50	0.001	45	0.000 8	40	0.000 6	35	0.000 4	210	0.002
	50.8（2.000）		45	0.001	40	0.000 8	35	0.000 6	30	0.000 4	205	0.001 8

① 表面 ft/min × 0.304 8 = 表面 m/min。
② 进给量 × 25.4 = mm 进给量。

4 不锈钢的应用和选择

在不锈钢性能一节中，已详细阐述了目前广泛应用的不锈钢的各种性能。所介绍的5类不锈钢各具独有的性能特性，涵盖了具有良好室温、高温、低温力学性能，高强度与良好韧性相匹配，高硬度、高耐磨，在苛刻腐蚀条件下具有良好耐蚀性、不锈无磁性以及良好冷成形性能及加工制造性的钢类和牌号。显然，在各种服役条件下，总可以找到与之相适应的钢类和牌号。因此，不锈钢已广泛应用于化工，石油化工和石油开采、交通运输、核工业、能源、纺织、航天、航空、电子电器、食品、制药、造纸等各工业部门，在某些领域成为不可缺少或不可取代的金属材料。此外，由于不锈钢的不锈性和装饰性以及易于清洗和抗菌特性，在消费领域也已得到了广泛应用，如建筑装潢、厨具、餐具、民用五金等。

在西方发达国家不锈钢的消费状况见表13.7-576。可见，工业工程仍是不锈钢的主要消费领域。

表13.7-576 西方工业发达国家不锈钢的消费结构

应用领域	占不锈钢消费量的份额/%
消费品领域	30
白色消费品	10
器皿	10
污水槽	5
其他	5
工业工程	70
化学、石油化工、油气工业	17
食品、饮料和厨房设备	19
交通运输（公路、铁路、海洋运输）	12
动力和能源	7
纸浆、造纸、纺织	7
建筑	7
其他	1

不锈钢已广泛应用于各个工业领域，由于使用环境和服役条件千差万别，如何合理选用不锈钢已成为各应用领域十分关注的技术问题和经济问题。不锈钢的合理选择是一个十分复杂的技术难题，不仅需要广泛的不锈钢知识，而且需要具有实际工程经验，在某些条件下还应进行必要的验证实验。

4.1 不锈钢的应用概况

4.1.1 不锈钢在化学工业中的应用

（1）在硫酸工业和硫酸介质中的应用

硫酸是用途广阔的基本化工原料，广泛应用于国民经济各部门，无论是硫酸生产还是使用硫酸作为工艺介质，只要与其接触，就会遇到腐蚀问题。

硫酸的腐蚀行为与酸的浓度相关，稀的和中等浓度的硫酸的氧化性较弱，属还原性酸；高浓度硫酸则具有强烈的氧化性，属氧化性酸。鉴于硫酸的这种特性，在不同浓度和不同温度的硫酸中，使用不锈钢的牌号各异。

高浓硫酸生产中，多选用铸铁、耐酸砖等，因为不锈钢耐蚀性不佳。近年来，由于对环境污染的严格控制以及为改善生产环境，在硫酸生产中的铸铁冷却排管有被板式换热器取代的趋势。在高浓度（93%～98%）硫酸中多选用高硅含钼奥氏体不锈钢（如SS-920）。在高于130℃、93%～98% H_2SO 中，SS-920的腐蚀率小于0.1 mm/a，但此类钢不耐稀硫酸和中等硫酸的腐蚀，在使用时应予以特别注意。在80℃以下的浓硫酸中，耐酸泵多半使用高硅镍基合金，如IlliumG，高于此温度时可使用IN504合金（80Ni-9.5Si-3Mo-2.5Cu-3Ti）。

在中等浓度硫酸中，一般的不锈钢不具备令人满意的耐蚀性，在80℃以下，常常使用钼、铜复合的高性能奥氏体不锈钢，例如00Cr20Ni29Mo3Cu4Nb和00Cr20Ni25Mo4.5Cu等。部分不锈钢牌号在硫酸中的使用范围见表13.7-577。

表13.7-577 不锈钢硫酸中的应用范围

钢种	室温浓度范围	<66℃浓度范围	93℃浓度范围
1Cr17、0Cr18Ni9、0Cr18Ni10Ti、0Cr18Ni11Nb	<0.5% >90%	<0.1% >95%	— —
0Cr25Ni20（Nb）、2Cr25N	<5% >90%	<1.0% >95%	<0.01%
0Cr17Ni12Mo2，0Cr19Ni13Mo3	<20% >90%	<5% >95%	<0.5%

在硫酸中，当含有足够的氧和氧化剂时，可扩大不锈钢的使用范围，例如：在浓度低于65%的硫酸中，一般不能选用18-8型Cr-Ni不锈钢，当含有≥5% HNO_3 时，则可使用。在硫铵生产中，通常使用0Cr17Ni12Mo2制作结晶罐，当存在铬盐时，储罐和泵亦可使用0Cr18Ni9。

（2）硝酸工业

不锈钢在硝酸中具有良好的耐蚀性，因此广泛应用于制造硝酸生产或与硝酸相接触的设备和装置。

在高压法制造硝酸工艺流程中，00Cr19Ni10、0Cr18Ni10Ti和0Cr18Ni11Nb被广泛采用。吸收塔全部使用00Cr19Ni10，氨-空气混合器使用00Cr19Ni10，废气燃烧器使用0Cr18Ni11Nb，0Cr25Ni20（Nb）。气体压缩机的高速运转部件可使用1Cr17Ni2马氏体不锈钢。

在共沸浓度为68.4%以上的硝酸中，常规的18-8型Cr-Ni奥氏体不锈钢不具备满意的耐蚀性。浓度≤85%时，使用0Cr25Ni20不锈钢，在高于此温度的硝酸中或含 Cr^{+6} 的浓硝酸中，则使用不同硅含量的高硅奥氏体不锈钢，例如1Cr17Ni11Si4AlTi、00Cr14Ni14Si4（Ti）、00Cr17Ni14Si4（Ti、Nb）和硅的质量分数为5%～6%的Cr-Ni不锈钢。

（3）磷酸

干法磷酸，因不含加剧腐蚀的杂质，可使用18-8型Cr-Ni不锈钢或含Mo的Cr-Ni不锈钢，根据对耐蚀性的要求选择不同牌号。

湿法磷酸是制造磷肥的基本原料，它是一种含有杂质的54% P_2O_2 磷酸。由于介质中的 Cl^-、F^-、SO_4^{2-} 等加剧了它的腐蚀性，主要工艺设备多使用衬胶、衬耐酸砖、石墨等，但一些换热设备和泵等使用高铬的超级奥氏体不锈钢，例如00Cr27Ni31Mo3Cu制作蒸发器代替原用的石墨制造换热器，0Cr20Ni29Mo3CuNb制造泵等。

（4）氯、碱工业

苛性碱的主要代表性产品为NaOH，在生产NaOH的工艺环境中，生产装置主要使用合成树脂、非合金钢、铸铁、Ti、Ni等。因镍的质量分数低于40%的不锈钢的苛性应力腐蚀破裂，通常不使用。使用隔膜法生产NaOH，碱中杂质较多，尤其是 $NaClO_3$ 含量较高，引起传统材料镍的加剧腐蚀，在此种条件下，高纯高铬铁素体不锈钢（00Cr26Mo1、00Cr30Mo2）具有优良的耐均匀腐蚀性能和良好的耐苛性应

力腐蚀性能，因此它可取代镍在高温浓缩工艺装置中使用。

氯气和氯化氢气体在200℃以上的干燥状态下，不锈钢有良好的耐蚀性，并可应付"发火"现象。在干燥氯气、氯化氢气体中，不锈钢的使用温度限制见表13.7-578。

表13.7-578 在干燥氯气、氯化氢气体中不锈钢的使用温度

材料名称	连续使用的上限温度/℃	
	Cl_2	HCl
非合金钢	204	260
铸铁	177	204
0Cr17Ni12Mo2	316	427
0Cr18Ni9	343	399

纯碱（氯化铵）的碳化塔，在使用海水冷却的条件下，00Cr18Ni18Mo5既耐氯化铵腐蚀又耐海水腐蚀，由此钢制造的碳化塔管材使用寿命在20年以上，此外，由于腐蚀轻微，产品杂质含量少，提高了产品的档次。

（5）有机酸工业

通常，有机酸的腐蚀性较弱，在有机酸中，醋酸和蚁酸腐蚀性较强，并随酸中杂质含量的增加而加剧，尤其是甲酸含量的增加将使其浸蚀性显著增加。

在精制醋酸中，在60℃以下浓度小于90%的醋酸生产装置，例如罐体、管线等均由0Cr18Ni9钢制造，在高温并含有不纯物杂质时，则由0Cr17Ni12Mo2钢制造。在有重金属污染的高温、高流速、稀释的气相部分的材料为0Cr17Ni12Mo2。

醋酸精馏塔易遭蚁酸和醛类污染，又例如在高温、高浓度的环境，腐蚀条件较苛刻，在处理10%以下浓度的液体时，使用0Cr17Ni12Mo2、00Cr17Ni14Mo2和00Cr19Ni13Mo3钢。在处理50%以下浓度的醋酸可使用0Cr26Ni6Mo2双相不锈钢，在12%醋酸+0.5%蚁酸条件下，用此钢制作的精馏塔再沸器，使用状况优于0Cr17Ni12Mo2。在高温含甲酸的醋酸中，通常使用的不锈钢已不能满足需要，随介质中甲酸含量的提高，依次使用00Cr20Ni25Mo4.5Cu、00Cr25Ni7Mo3N、254SMO、00Cr16Ni60Mo16W4。在高温高压下的醋酸中不能使用不锈钢。

甲醛是通过氧化法和脱氢-氧化法生产的，生产装置所使用的材料见表13.7-579。

如果甲醛中含有蚁酸，因点蚀和晶间腐蚀，因此必须使用00Cr17Ni14Mo2。

表13.7-579 甲醛生产装置材料表

设备名称	脱氢-氧化法材料	氧化法材料
甲醛储槽	非合金钢，0Cr18Ni9(120℃以上)	软钢
反应器	0Cr18Ni10Ti、0Cr18Ni11Nb	软钢
吸收塔甲醛蒸馏塔	00Cr19Ni10	00Cr18Ni10

（6）氨和化肥工业

合成氨生产的下游部分的管路在露点以下的服役条件使用0Cr18Ni9，氨合成塔内筒使用0Cr18Ni9。

在硝铵生产工艺流程中，硝酸预热器、低压中和塔、浓缩器、造粒塔等装置及相应的管线均使用0Cr18Ni9奥氏体不锈钢制造。

硫铵是由硫酸和氨合成的，在焦化生产中的副产品也可生产硫铵，在严格控制酸度和温度的条件下的结晶罐和加热器，00Cr17Ni14Mo2钢具有良好的使用效果，例如在pH3～3.5、温度为63～66℃、减压蒸发条件下，00Cr17Ni14Mo2取得了满意的结果，在含杂质的硫铵中，在温度较高的情况下，需使用00Cr18Ni14Mo2Cu2、0Cr19Ni13Mo3，或者00Cr20Ni25Mo4.5Cu等钢种。

尿素是一种高效化肥，其含氮量高达质量分数为46%。尿素是由CO_2和氨合成的，工艺过程是高温（180～210℃）高压（140～250大气压）。在生产过程中的中间反应产物——氨基甲酸铵等（尿素甲铵液）在高温高压下对不锈钢产生强烈腐蚀，在加氧条件下，由于利于不锈钢钝化，使不锈钢在尿素生产装置中的应用成为可能。当前，在二氧化碳汽提法大型尿素生产中的四大高压设备，即合成塔、高压冷凝器、高压洗涤器和二氧化碳汽提塔中，除汽提塔的分布管采用00Cr25Ni22Mo2N外，其他均由00Cr17Ni14Mo2（尿素级）不锈钢制造。造粒塔使用0Cr18Ni9或0Cr17Ni12Mo2。近年来发现高铬双相不锈钢在二氧化碳汽提法生产尿素的工艺环境中具有良好的耐蚀性，因此日本已正式采用00Cr25Ni7Mo3N制造汽提塔分布管。关于甲铵泵缸体，因腐蚀疲劳等，双相不锈钢00Cr18Ni5Mo3Si2和00Cr25Ni7Mo3N均有良好的使用效果。尿素生产中的阀门使用0Cr25Ni6Mo3CuN（Ferralium 255）制造，呈现出良好的耐腐蚀性能。

4.1.2 石油精炼和石油化工工业

（1）石油精炼装置用不锈钢

石油精炼装置用不锈钢，主要的材料牌号为0Cr13Al铁素体不锈钢，随原油的来源不同，在某些腐蚀强烈的部位也使用Cr-Ni奥氏体不锈钢。不锈钢在石油精炼工业的使用情况见表13.7-580和表13.7-581。

表13.7-580 不锈钢在石油精炼工业中的应用

装置名称	材料	使用部位
常压原油蒸馏装置蒸馏塔	0Cr13Al Cr-Ni奥氏体不锈钢	塔顶及托盘使用0Cr13Al，在有氯化物存在的条件下，使用Cr-Ni奥氏体不锈钢
减压蒸馏装置，350～450℃，1.3～2 kPa	5CrMo 0Cr17Ni12Mo2	通常使用5CrMo，当处理含环烷酸常压残渣油时，精炼塔上方250～300℃部位使用0Cr17Ni14Mo2
触媒改质装置反应塔，420～580℃	0Cr18Ni9	反应塔出口处的高温部件
氢化脱硫装置200～500℃，3.4～196 MPa	0Cr18Ni9	反应塔
	0Cr18Ni10Ti 0Cr18Ni11Nb	加热管、配管、热交换器。塔体管板采用不锈钢堆焊
	00Cr17Ni14Mo2	处理湿硫化氢的下游加工装置
	0Cr13Al	在含较少H_2S的汽油煤油的装置中使用0Cr13Al
触媒分解装置500℃，常压	0Cr13Al 0Cr18Ni9	分解塔部分使用0Cr13Al或0Cr18Ni9

续表 13.7-580

装置名称	材　料	使用部位
制氢装置，吸收再生塔	00Cr19Ni10	耐碳酸腐蚀的管线
溶剂提取润滑油装置耐呋喃醛	0Cr18Ni9	耐呋喃醛腐蚀的热交换器管
废水处理装置	0Cr18Ni9、0Cr17Ni14Mo2	蒸馏塔顶装置
硫回收装置（250℃）	0Cr13Al，0Cr18Ni9	塔和冷凝器

表 13.7-581　双相不锈钢在炼油工业中的应用

装置名称	材　料	使用部位和目的
常减压装置	00Cr18Ni5Mo3Si2	塔顶衬里、塔内构件、常顶空冷器、减顶增湿空冷器、减顶后冷水冷器管芯、油水分离器衬里。解决 SCC 问题
催化裂化装置	00Cr18Ni5Mo3Si2	催化吸收塔衬里、塔盘板、浮阀、汽油再热器。解决非合金钢氢致裂纹和奥氏体不锈钢（1Cr18Ni9Ti）的均匀腐蚀问题
加氢裂化装置	00Cr18Ni5Mo3Si2 2205	空冷器，解决 0Cr13 和 0Cr17 点蚀和 18-8 型奥氏体不锈钢 SCC 问题
加氢脱硫装置	00Cr18Ni5Mo3Si2	热交换器和水冷却器，解决氯化物的 SCC 问题
污水处理装置	00Cr18Ni5Mo3Si2	热交换器和 DEA（二乙醇胺）洗涤装置的罐顶冷凝器，解决 Cr17 型铁素体钢的点蚀、0Cr17Ni12Mo2 的 SCC 问题

(2) 石油化工用不锈钢

以石油炼厂废气、天然气或石脑油作原料，通过一系列化学反应可以制取乙烯、丙烯、乙炔等，进一步合成可以生产聚乙烯、聚苯乙烯、丙酮、丁二烯等。对于合成后的加工过程类似于化学工业，将接触各类酸性介质，服役环境腐蚀性相当苛刻，并且介质条件变化幅度较大，所使用的材料范围也较广，涉及到不锈钢、铁镍基耐蚀合金和镍基耐蚀合金。

1) 乙烯生产　乙烯生产中的热分解炉炉管主要使用 0Cr25Ni20 或高碳的 25Cr-20Ni（HK40）离心铸管，是针对高温和高的蠕变断裂强度所作出的选择。管线采用 Incolog800 合金。在低温条件下使用低温钢，仅在 -100～-175℃下使用 0Cr18Ni9。

2) 乙炔　乙炔生产，因热分解温度在 1 100℃以上，故所使用的合金牌号高于乙烯生产所用牌号。

3) 其他加工过程　其他加工过程包括氧化、水合、脱氢、脱水、烃化、异性化等。将要接触工艺过程相关的酸性介质，所使用的材料主要是 0Cr17Ni14Mo2 和 00Cr17Ni14Mo2，Inconel600、Incoloy800，20 号合金以及 Hastelloy B、C、D 等。这些工艺过程的工作条件见表 13.7-582。在石油化工的工艺过程中某些工艺环节需使用硫酸、氢氟酸、磷酸、盐酸等强腐蚀性介质，根据酸的浓度，温度的不同而使用不同的耐蚀材料。

表 13.7-582　一些石油化工过程的工作条件

工艺过程名称	温度/℃	压力/MPa
氧化	150～450	≥1.9
水合	10～300	0.68～6.9
脱氢	350～700	0～0.15
脱水、烃化	250～275	1.4～6.2
异性化	370～540	1.4～1.5
氢混合、卤化	30～500	0～0.34
氯化	30～500	0～0.19
重合	160～300	0～294

硫酸　在石油化工中使用的硫酸浓度范围变化很大，温度可达 100℃左右，一些工艺环节使用硫酸的浓度和温度条件见表 13.7-583。可按化学工业硫酸工业中的材料使用原则进行选择。

表 13.7-583　石油化工所使用的 H_2SO_4 条件

工艺环节	H_2SO_4 浓度	温度/℃
用乙烯水制造乙醇或 IPA	45%～98%	0～80
脱水制造乙醚	78% + H_3PO_4 + HCl	128℃

磷酸　用于制造酒精、合成洗涤剂和界面活性剂，在 60℃以下各种浓度、在沸点温度 30%以下各种浓度的 H_3PO_4 中使用 0Cr18Ni9，在高温高浓度 H_3PO_4 中使用 00Cr17Ni14Mo2。

盐酸　在石油化工中，从乙烯到乙醛的液相氧化，丙酮生产、异性化，氯化乙烯树脂制造的卤化工艺均使用盐酸，在这种环境中，一般的不锈钢是不耐蚀的。常常使用 Ni-Mo 和 Ni-Cu 合金或者使用非金属材料衬里。仅仅在含空气的稀盐酸中使用 0Cr17Ni12Mo2 钢。

双相不锈钢在石油化工中已获得成功应用，见表 13.7-584。

表 13.7-584　双相不锈钢在石油化工工业中的典型应用

装 置 名 称	材　料	使 用 部 位
聚氯乙烯（PVC）生产装置	00Cr25Ni6.5Mo3.5CuN	汽提塔和热交换器代替 0Cr17Ni12Mo2 和 2205
氯乙烯生产装置	00Cr25Ni7Mo3.5WCuN (Zeron 100) 00Cr18Ni5Mo3Si2	氧氯化反应器，HCl 冷却器，氯乙烯塔氧氯化反应器，代替 0Cr18Ni10Ti，5 年未见 SCC 问题。氯乙烯再沸器

续表 13.7-584

装置名称	材 料	使用部位
甲醇合成反应器	00Cr18Ni5Mo3Si2 00Cr22Ni5Mo3N	小型反应器 大型反应器 物料/流出物热交换器管路系统 中压内蒸罐顶冷凝器
羰基合成醇反应器	00Cr22Ni5Mo3N	代替原用奥氏体不锈钢制反应器（热疲劳损坏）预计寿命为15年
醋酸生产装置	2507 (00Cr25Ni7Mo4N)	耐 $MnCl_2$，MnAC（醋酸锰）催化剂醋酸的腐蚀
对二甲酸生产装置	Zeron 100 2507	第1冷却器催化剂再生设备

4.1.3 化纤和合成化纤工业

在化纤和合成化纤工业中，不锈钢装备主要是起到耐蚀和防止污染的双重作用。

（1）尼龙

尼龙66的生产装置除充填装置采用铝外，整个生产系统装置全部使用奥氏体不锈钢，主要是0Cr18Ni11Nb、00Cr18Ni13Mo3、00Cr17Ni14Mo2等。例如尼龙盐溶液的调整槽、蒸发罐、蒸压浓缩罐、冷却筒、尼龙倾卸储槽、溶融室等均用0Cr18Ni11Nb制造。纺丝管头用00Cr18Ni13Mo3制造。

在制造二胺原料的硝酸氧化工艺中，反应器用0Cr18Ni10Ti制造。

尼龙6的生产有多种方法，早期使用的苯酚法，为防止金属离子对产品的污染，主要装置材料为不锈钢。例如 ε-合成纤维的重合装置使用0Cr17Ni12Mo2。

（2）聚酯纤维

聚酯纤维的生产，早期使用对酞酸二甲（DMT）的酯交换法，近年来开发了酞酸直接重合法。酞酸和甲醇的酯化的触媒是硫酸，酯化反应是在高压（3.5大气压）下进行，为避免发生不良的副反应，与聚合体接触的装置材料使用不锈钢。

（3）丙烯酸脂纤维

丙烯酸脂纤维生产的介质条件复杂，基本上使用不锈钢、搪瓷作为装置材料，详细报道较少。

（4）染色工业

染色机械的材料为不锈钢，这些材料可应付所有的染液、漂白液的腐蚀，并可起到防止污染的作用。其中反染机多半采用0Cr17、0Cr18Ni9和0Cr17Ni12Mo2制造。

4.1.4 核工业

（1）核燃料工业

天然铀矿中能够产生裂变反应的 ^{235}U 质量分数仅占0.7%，不能做为核燃料使用，必须经过各种加工过程将其浓缩到质量分数为2%～4% ^{235}U 的产品供反应堆使用，经反应堆运行后，乏燃料中的未燃耗的 ^{235}U 和新生产的 ^{239}Pu 需经再处理工艺循环将其回收。铀矿开采—水冶—浓缩—反应堆—化学再处理等构成了核燃料工业的完整系统，在整个核燃料循环过程中，大量使用不锈钢和耐蚀合金材料，如果没有相适应的不锈钢材料就不可能有现代化的核燃料工业。

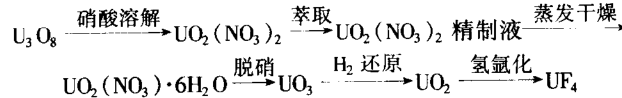
1）铀的水冶　铀矿经过碱或酸洗→溶剂浸出→溶剂萃取→脱硝工序，最终形成 U_3O_8。在上述工艺过程中的不锈钢材料使用情况见表13.7-585。由于用碱浸出，腐蚀性较弱，使用普通钢即可，但液-气界面处使用0Cr17Ni14Mo2制作挡板，可防止硫化物飞溅而产生点蚀。在使用硝酸浸出时，使用抗晶间腐蚀的18-8型奥氏体不锈钢。当用硫酸浸出时，需使用含钼或钼铜复合的Cr-Ni奥氏体不锈钢，在存在磨蚀的条件下应使用沉淀强化的奥氏体不锈钢。

表 13.7-585　铀水冶厂的不锈钢使用状况

工 艺	材 料	部 位
碱浸出工艺浸出槽	碳钢 0Cr17Ni12Mo2	不锈钢用于浸出槽液-气界面
HNO_3 浸出，90～100℃ $UO_2(NO_3)_2$ 蒸发器，120～145℃	0Cr18Ni11Nb, 0Cr18Ni10Ti 00Cr19Ni10 0Cr18Ni9 0Cr23Ni13Nb	浸出槽及管线 蒸发器 管道
H_2SO_4 浸出	0Cr17Ni12Mo2 00Cr19Ni10	搅拌器 萃取罐、管线
浸出塔加酸管	00Cr26Ni35MoCuTi	加酸管、法兰紧固件、空气吹管排浆管、溢流管
有机溶剂萃取脱硝釜	00Cr19Ni10 0Cr18Ni11Nb 0Cr18Ni9	脱硝釜 脱硝釜 搅拌器

2）铀的精制　将水冶厂生产的 U_3O_8 转换成 UF_4，再将 UF_4 转换成 UF_6，在实际生产中存在湿法和干法两种工艺。

干法生产 UF_4 的主要工艺流程如下：



在整个工艺过程中，设备材料将遭到硝酸、硝酸蒸气、$UO_2(NO_3)_2$ 的腐蚀，所使用的材料视工序环节有所不同，见表13.7-586。

表 13.7-586　铀精制工艺装备使用的材料

工序名称	装 置	材 料
U_3O_8 硝酸溶解	溶解器、管道	0Cr18Ni11Nb 00Cr19Ni10
$UO_2(NO_3)_2$ 萃取	反应萃取桶和管道泵	00Cr19Ni10 Carpenter20
蒸发干燥	蒸发罐 管道	00Cr19Ni10 0Cr23Ni13
脱硝	脱硝罐 搅拌器	00Cr19Ni10、0Cr18Ni11Nb 0Cr18Ni9

续表 13.7-586

工序名称	装 置	材 料
UO_3 还原(1 000℃)	反应器 搅拌器	0Cr23Ni13、0Cr17Ni12Mo2 0Cr17Ni14Mo2、ILLium R, HastelloyC
氢氟化	反应器 搅拌器	Inconel 600, Monel 新一号合金, 纯 Ni 新一号, HastelloyC

3）铀的浓缩 气体扩散法分离^{235}U，压缩机的隔离套使用6021合金。离心分离高速旋转筒使用马氏体时效钢。

4）核燃料再处理 将反应堆用过的乏燃料或将生产堆照辐的核燃料经化学处理分离 U 和 Pu，并将危险的核分裂生成物分离的化学加工过程称核燃料再处理，亦称后处理。

核燃料再处理，当前成熟的工艺是水法，其回收过程由燃料元件脱壳、燃料溶解和燃料的分离和回收3部分组成。最后一部分的材料问题可参见铀的精制部分。在前两部分，其工艺介质具有强烈的腐蚀性，因此核燃料后处理工厂的装置和管线、泵、阀门几乎是由不锈钢和耐蚀合金堆砌而成。因工艺介质条件不同所选用的材料也存在差异，见表 13.7-587。

表 13.7-587 核燃料再处理脱壳工艺中的耐蚀材料

工艺名称	介质成分	材 料
NifleX 溶解包壳 NifleX 溶解包壳 溶解 UO_2-石墨颗粒燃料	1 mol/L HNO_3-2 mol/L HF 60℃, 0.3MHF 的 HF-HNO_3 3 mol/L HF-23mol/L HNO_3, 沸腾	00Cr25Ni50Mo6CuTi (BMI-HAPO-20) 0Cr35Ni65 合金 0Cr18Ni11Nb, 0Cr23Ni13Nb, 00Cr19Ni10
Zirflex 工艺溶解锆锡合金包壳和锆基燃料	6 mol/L NH_4F- 1 mol/L NH_4NO_3 3 mol/L $HN_4 \cdot HF_2$	0Cr23Ni13Nb HasfelloyF Ni-O-Nel825 00Cr19Ni10
Sulfex 溶解不锈钢包壳	4～6 mol/L H_2SO_4	Ni-O-Nel825 HastelloyF HAPO-20, Carpenter20 合金
Durex 溶解 不锈钢包壳	5 mol/L HNO_3- 2 mol/L HCl	Ti

5）燃料芯的溶解 通常采用与脱壳相同或相似的溶液进行溶解。在溶解金属铀、氧化铀和铀-铝燃料时，广泛使用硝酸，溶解器材料一般使用 0Cr23Ni13Nb，00Cr19Ni10 和 Carpenter20 合金。

6）高放废液处理装置 高放废液是核燃料再处理循环中各种废气、高放射性废液的混合介质，其腐蚀性非常强烈，常常含有 HNO_3、硫酸根、铁离子的成分，处理这种废液应严防设备泄漏，以免污染环境，装置的材料为 00Cr18Ni9 和 00Cr25Ni20Nb，后者耐蚀性最佳，正在运行的后处理厂均以它为反应器（蒸发浓缩）的结构材料。

（2）核动力工业

1）轻水堆 用于发电提供动力的反应堆，一般用水进行冷却，统称轻水堆。轻水堆可区分为压水堆（PWR）和沸水堆（BWR），PWR 为主导堆型。

压水堆核电站用不锈钢情况见表 13.7-588。

2）钠冷快堆 燃料包壳材料为改进型的含钛的 316 不锈钢。钠容器和热工回路使用 00Cr18Ni12Mo2。根据温度的不同，其蒸发器和过热器可使用 2.25Cr-1Mo、0Cr18Ni10Ti、0Cr17Ni14Mo2、0Cr18Ni9、Incoloy800 等。

表 13.7-588 压水堆用不锈钢状况

名 称	材 料
堆内构件 主冷却管道 控制棒驱动机构 给水加压器 辅助热交换器	0Cr17Ni14Mo2, 0Cr18Ni10Ti 控氮 00Cr18Ni10 0Cr18Ni10Ti, 0Cr17Ni12Mo2 控氮 00Cr17Ni12 00Cr13Ni5Mo, 0Cr17Ni4Cu3Nb 控氮 304、1Cr13 0Cr18Ni9 0Cr18Ni9
蒸汽发生器	0Cr18Ni10Ti, Inconel600 Incoloy800, Inconel690

4.1.5 航空、航天工业和交通运输

（1）航天、航空工业

航空、航天工业大量使用不锈钢制造与发动机相关的零部件，所使用的钢类包括马氏体不锈钢、奥氏体不锈钢和沉淀硬化不锈钢。

1）马氏体不锈钢 在宇航工业所使用的代表性钢号为 1Cr13、2Cr13、1Cr17Ni2，9Cr18Mo 等。

1Cr13、1Cr17Ni2 用以制作具有良好强度和韧性的零件，例如发动机周围排气通路等零件和火箭燃料储罐。

2Cr13 和 9Cr18Mo 用于制造高硬度零件，例如杆、抓、销钉等。9Cr18Mo 也用来制作高温周期运动零件和油压零件、紧固件等。

2）奥氏体不锈钢 在航天工业中，奥氏体不锈钢主要应用于大型液体燃料运载火箭、高强度低温压力容器和低压流体容器，见表 13.7-589。

表 13.7-589 奥氏体不锈钢在航天工业中的应用

牌 号	设备和部件
1Cr17Ni7	压力稳定的硬壳式机身结构、舱壁（3/4 硬化态），高强度压力容器
0Cr18Ni9 0Cr18Ni11Nb 0Cr21Ni6Mn9N	轨道运行站用低压流体容器液体管路
0Cr18Ni10Ti	液体燃料储罐

3）沉淀硬化不锈钢 飞机工业大量使用沉淀硬化不锈钢，所涉及的牌号有 PH13-8Mo、15-5PH、17-4PH、Custom450、Custom455、AM350、A-286 等。这些材料主要用于航空器的机械系统，包括插销、齿轮、挂钩、杆件、管接头，弹性元件等。如“阿波罗”人造卫星后遮板使用 PH14-8Mo，XB-70 大型飞机的翼桁使用 15-5PH，宇宙飞机的紧固件使用 A-286 等。

（2）交通运输工业

1）铁路车辆用不锈钢 铁路客车车厢、地铁车厢、城市轻轨车厢等，为减轻重量、提高安全性，目前均采用不同硬化状态的 1Cr17Ni7 不锈钢制作，在城市电车上也使用 0Cr18Ni5Mn9N（202）。

铁路车辆装饰用 00Cr19Ni10。车厢内的厕所为防止人粪尿的腐蚀亦可使用 0Cr17Ni12Mo2。

2）船舶

① 船体结构 对运输食品、化学品、冷藏库等船舶使用 0Cr18Ni10Ti 钢或 18Cr-8Ni 复合板作为船舱材料。液化天然气运输船使用低温性能好的 Cr-Ni 奥氏体不锈钢。扫雷艇，隐型潜艇等使用高强无磁奥氏体不锈钢作为船体材料，例如 00Cr21Ni17Mo2N 和 00Cr22Ni13Mo3N 等。

② 船上装备 不锈钢主要用于与厨房相关的设备，主要牌号为 0Cr18Ni9 和 0Cr17。潜望镜管和桅杆使用高强奥氏体不锈钢或双相不锈钢。

③ 发动机 船用柴油机和蒸汽透平机是船舶主体动力机械。其中增压机、透平叶片，排气阀均为不锈钢制造。排气系统使用0Cr17Ni12Mo2，透平叶片使用12CrMo和17-4PH钢。无磁性发动机使用Cr-Ni奥氏体不锈钢。

④ 推进系统 随着船舶的大型化、高速化，推进器叶片强度和抗气蚀的能力成为当前推进器材料的重要技术问题，原用的锰青铜有被铝青铜和不锈钢代替的趋势。

小型船已成功使用了Cr13型马氏体不锈钢，大型船舶采用0Cr17Ni12Mo2、0Cr25Ni5Mo2双相钢和0Cr17Ni7Al沉淀硬化不锈钢制作螺旋浆，既可采用整体铸造又可采用板焊结构，为防止海水腐蚀，通常进行电化学保护。

3）汽车工业

随着汽车工业的发展，不锈钢在汽车工业中的应用日益广泛，应用范围已不局限于装饰，已扩展到车架、排气系统、发动机零部件。目前一台家庭用车大约消耗20～30 kg不锈钢，日本于20世纪90年代初，每年用于汽车工业的不锈钢大约在10万～13万吨。

① 汽车车架用不锈钢 汽车车架或高速客运汽车整体车身外壳，已成功地由含质量分数为11%～12%Cr的不锈钢制造，寿命至少为10～20年。这些牌号包括409（00Cr11Ti）、408（00Cr12TiNbAl、AM363（0Cr11Ni4Ti）、00-Cr12NiTi等。后者在南非、英国、澳大利亚、比利时等国相继用于大型公共汽车、煤炭运输车、城市地铁车辆以及各种清扫车、洒水车和拖车等，有时与0Cr18Ni9组合使用。预计欧洲对这类钢的需求将会达到100万吨。使用证明，在运行120万千米后，暴露的框架部分仍处于极好状态，遭石头碰撞造成涂层剥落的裸露部分未见腐蚀迹象。车内没有任何保护的部分，未发现锈蚀，表面光滑如故。

② 排气系统用不锈钢 汽车排气系统已由镀铝材料改为不锈钢材料，以保证运行5年不维修的要求，从经济和实用的观点，一般选用0Cr11Ti（409）类型的铁素体不锈钢，而日本则牌号较多，基本上是质量分数为13Cr～17Cr铁素体不锈钢及其改良型，在某些部件上也使用Cr-Ni奥氏体不锈钢，目前汽车排气系统用钢概况见表13.7-590。在世界范围内，欧美主要使用409铁素体不锈钢，仅北美的年需求量就达40万吨，美国纽柯公司在CSP线上每年生产40万吨冷轧薄板供汽车工业使用。

③ 汽车零部件 汽车零部件用不锈钢，除应具备本身的功能外，还应具有装饰性，以增加汽车的观赏性。这些部件所使用的不锈钢基本上是0Cr18Ni9和Cr17型铁素体不锈钢，见表13.7-591。

表13.7-590 汽车排气系统用不锈钢

装置名称	钢 种	主要成分	特 点
排气歧管	YUS450	14Cr-0.5Mo-Nb	高温下，良好强度，抗 Cl^- 腐蚀，成形性好
	R429EX	14Cr-Nb	优异加工性
	R444EX	19Cr-2Mo-Nb	高温下强度高，耐热疲劳
	NSSEM2	18Cr-2Mo-Cu-Nb	高温下强度高，耐热疲劳
	NAR-FH2	13Cr-1Si-Nb	成形性好，耐热疲劳
	HAR-444MI 409	20Cr-2Mo-Cu-Nb 11Cr-Ti	高温下强度高，抗氧化、耐热疲劳 通用
金属载体		20Cr-5Al （La，Zr，Y，Ti） 18Cr-3Al镀Al 00Cr25Ni20 22Cr-5Al 18Cr-2Al-Si	耐高温氧化
挠性管	NSS-ER-4	17Cr-13Ni-2.5 Mo-2.5Si	成形性、耐高温氧化
	NAR-306B SR1515	15Cr-15Ni-4Si-1Mo	成形性、耐高温氧化
消声器	YUS432	17Cr-0.5Mo-Ti	加工性优良，耐氯腐蚀
	NSS422M3	19Cr-0.5Mo-0.5Nb	耐冷凝水腐蚀，加工性良好
	R436LT	18Cr-1.2Mo-Ti	耐冷凝水腐蚀，加工性良好
	NAR-429LS	14Cr-Nb-Ti	近似409L
	409	11Cr-Ti	

表13.7-591 汽车零部件用不锈钢

部件名称	材料牌号	消耗量
气缸密封圈	1Cr17Ni7	0.3～0.7 kg/台
油冷却器板式换热器	0Cr17 0Cr18Ni9	0.2～0.4万吨/a
汽车紧固件	1Cr13，0Cr18Ni9 0Cr17Ni12Mo2	
轮罩、刮水器、后视镜、装饰条、窗框	0Cr17、0Cr18Ni9 1Cr17Ni7	

续表13.7-591

部件名称	材料牌号	消耗量
轮罩、刮水器、后视镜、装饰条、窗框	0Cr18Mo2 1Cr18Ni6Mo4	
头灯护圈	0Cr17	
安全带卷曲装置	1Cr17Ni7	
安全气囊传感器，增压泵	0Cr18Ni9	
大型客车扶手、安全栏杆、吊手杆	0Cr18Ni9 0Cr17	
天线	0Cr18Ni9	

4.1.6 纸浆和造纸工业

纸浆生产和造纸工业的工作环境腐蚀性强，常对工艺装置造成严重的腐蚀破坏。据统计，由腐蚀造成的损失，每吨纸浆高达6美元。为维持生产的顺利进行和减少生产成本，不锈钢和耐蚀合金在纸浆生产中得到广泛应用，成为此领域不可缺少和不可取代的结构材料。采用不同纸浆生产原料和不同的造浆工艺，所使用不锈钢牌号亦有差别，目前0Cr18Ni9、0Cr17Ni12Mo2、0Cr19Ni13Mo3、254SMO、654SMO以及双相不锈钢等均在不同纸浆的生产中被广泛使用。

（1）纸浆生产中的不锈钢

1）机械化造浆　在机械化造浆生产过程中，由于不使用化学药品，其腐蚀程度不似硫酸盐和亚硫酸盐造浆那么严重。早期，在此环境采用不锈钢并不多，近年来，为了减少普通材料的维修费用和提高经济效益以及防止铁锈引起对纸浆的污染，不锈钢在机械化造浆生产中得到了普遍采用，见表13.7-592。

2）硫酸盐法造浆　硫酸盐法造浆的工艺过程中的介质腐蚀性不及亚硫酸盐法。在此工艺中，漂浮海中的木材，使用含盐水以及化学药品（结晶硫酸钠，含0.3%NaCl）都将使工艺介质含有一定数量的氯化物，加剧了设备的腐蚀。实践经验证明，00Cr18Ni10不锈钢和00Cr17Ni14Mo2不锈钢可得到满意的使用效果，不锈钢在此工艺条件下的使用见表13.7-593。

表13.7-592　不锈钢在机械化造浆中的应用

设备或部件	材　料	备　注
管道、泵及相关配件	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	代替铸铁管，介质含醋酸和甲酸，pH值为4~5，选用00Cr18Ni10，当介质中氯化物含量高时，使用00Cr17Ni14Mo2
磨碎机喷水器和喷雾器	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	一般使用00Cr18Ni10，在高温时，使用00Cr17Ni14Mo2
提炼器 处理木材碎片设备	00Cr17Ni14Mo2	用于与水接触的部分，输送热蒸汽，处理木材碎片
筛选设备	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	筛选机和分选机的筛板、管端筛、筛槽、圆筒筛
离心净化器	00Cr18Ni10	
储料箱	00Cr18Ni10	
脱水机	00Cr18Ni10	与纸浆接触的部件，防止纸浆污染
圆柱脱水压力机	00Cr17Ni14Mo2	压力机转筒和筛槽

表13.7-593　不锈钢在硫酸盐法造浆中的应用

设备或部件名称	材　料	备　注
蒸煮锅	00Cr18Ni10 00Cr17Ni12Mo2	制作锅体、整体或复合板、衬里
木屑预热器 pH=4.5~5.0，Cl^- 8 000×10^{-6}	00Cr17Ni14Mo2 00Cr25Ni6.5Mo3N（UR47N）	pH=4.5~5，Cl^- 8 000×10^{-6}，寿命1年 寿命大于4年
纸浆预热器 170℃，Cl^- ≤800×10^{-6}	0Cr18Ni9 0Cr17Ni12Mo2 00Cr18Ni5Mo3Si2	寿命2~4个月 10年无腐蚀
连续式蒸煮器	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2，2205	复合板 蒸煮器下部耐磨蚀，耐SCC
间歇式蒸煮器	0Cr17Ni14Mo2 2205和UR47N	每年需补焊 寿命10年以上，不需维修
与蒸煮锅连接的管道系统管接头，喷嘴，套管	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Mo2，2205 0Cr19Ni13Mo2	寿命1~3年 寿命5年 耐SCC
热浆液螺旋输送器	00Cr17Ni14Mo2	
排液管	00Cr18Ni10 00Cr17Ni12Mo2	与采用阀门的材质相匹配
冷凝器	00Cr18Ni10 00Cr18Ni5Mo3Si2	耐SCC
纸浆洗涤器	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	缸体、筒
筛选设备	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	节筛、筛选器
离心净化器	00Cr18Ni10	净化器上部、下部使用陶瓷材料
储液槽和桶	00Cr18Ni10	非合金钢衬里
脱水机	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	水槽过滤板

续表 13.7-593

设备或部件名称	材 料	备 注
处理纸浆液的管道泵、阀	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2 0Cr25Ni4Mo2（329）	管道、泵、阀 用于高温和高氯化物浓度泵、阀
浆液生产装置	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	
碱性回收蒸锅	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	外层为不锈钢，内管为碳钢
强烈腐蚀性的黑液储桶	00Cr18Ni10	非合金钢衬里
绿液和白液苛性化容器和桶	0Cr18Ni10	非合金钢衬里
燃气洗涤塔	00Cr19Ni13Mo3 00Cr20Ni25Mo2Cu2	

3）亚硫酸盐法造纸浆　亚硫酸盐法生产纸浆工艺是腐蚀最严重的工艺流程，早期使用含有过剩二氧化硫的亚硫酸氢钙作为蒸煮药液，这种药液呈酸性，仅能用于蒸煮特定的木材原料。当药液中加入镁、钠和氨作为基本蒸煮液时，可得到不同 pH 值的蒸煮液，使其能适用于各种木材原料。由于化学药品昂贵，加之为防止环境污染禁止将亚硫酸氢钙排放，因此必须通过蒸发等工艺方法进行回收，致使工艺设备必须在腐蚀苛刻的环境中工作。在这种环境中的生产设备将遭到均匀腐蚀、点蚀、缝隙腐蚀、应力腐蚀、磨蚀等各种腐蚀，因此所使用的材料较前述工艺的档次更高，超级奥氏体不锈钢（2RK65、254SMO，654SMO）和超级双相不锈钢均得到了成功应用。不锈钢在亚硫酸盐法造浆工艺中的应用状况见表 13.7-594。

4）半化学法造浆　半化学法造浆的工艺过程介于化学和机械法两者之间，其结构材料的选择视化学处理方法不同而有所差别，最常用的方法是中性亚硫酸盐半化学法，即 NSSC 法。半化学法造浆工艺设备使用不锈钢状况见表 13.7-595。

表 13.7-594　不锈钢在亚硫酸盐造浆工艺中的应用

设备或部件名称	材 料	备 注
硫化铁矿熔炉中的搅拌器燃烧器至冷却塔和洗涤塔连结管道	0Cr25Ni4Mo2（329） 0Cr17、0Cr18Mo2	抗高温硫腐蚀
冷却塔、洗涤塔	00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Ni15M4.5 00Cr20Ni18Mo6CuN（254SMO）	塔的上部 塔的下部
输送浆液管道	00Cr20Ni18Mo6CuN 00Cr20Ni25Mo4.5Cu（2RK65）	耐冷凝亚硫酸和硫酸腐蚀
盛酸桶	00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Ni15Mo4.5 00Cr20Ni25Mo4.5Cu	用于保持高压 SO_2 条件和管道用于上部
蒸煮锅	00Cr17Ni14Mo2N 00Cr19Ni13Mo3N 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr18Ni15Mo4.5 00Cr18Ni20Mo6CuN 00Cr25Ni6.5Mo3N	耐 SCC
连结蒸煮锅管子和热法浸提器	00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3	
洗涤器	00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3	流槽、涤涤池、过滤器、容器、滤网、罐体
筛选设备	00Cr17Ni14Mo2	结筛、筛选器、离心净化器
脱水机及相应管道	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	
化学药品回收装置	00Cr18Ni15Mo4.5 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3 00Cr20Ni18Mo6CuN	废液桶，380℃ 废液桶，≤80℃ 蒸发器

表 13.7-595 半化学法造浆工艺设备的材料

设备或部件名称	材 料	备 注
蒸煮锅、辅助设备及管道系统	00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Ni10	仅限于连续蒸煮
纤维分离、洗涤和筛选装置	00Cr17Ni14Mo2	排液桶、储液桶洗涤过滤器，螺旋进料器
精制设备	00Cr17Ni14Mo2	筛选设备，离心净化器、管道、泵、阀门

5）废纸造浆　废纸造浆的工艺介质的腐蚀性不太苛刻，为了保证纸浆的白度，通常使用00Cr18Ni10作为设备结构材料，在需加入化学药品（亚硫酸氢锌和过氧化钠、次氯酸钠）的工序，00Cr17Ni14Mo2钢获得了满意的使用效果。

6）纸浆漂白　纸浆漂白是纸浆生产的最后一道工序，漂白过程需使用化学药剂。不同纸浆生产工艺所使用的漂白药剂存在较大差别。硫酸盐和亚硫酸盐法生产的纸浆在漂白时，需使用氯气、碱、次氯酸盐和二氧化氯，而对于机械化纸浆和半化学法纸浆的漂白，常常使用过氧化物和亚硫酸氢盐。在漂白过程中，必然使用循环水，因此导致工艺介质氯化物急剧增加，与工艺过程中的化学药剂叠加，使工艺介质的腐蚀性变得非常苛刻。为满足生产顺利进行，漂白工艺装置所使用的耐蚀材料，最低档的为00Cr17Ni14Mo2钢和00Cr19Ni13Mo3钢。00Cr20Ni25Mo4.5Cu钢和00Cr20Ni18Mo6CuN钢，超级双相不锈钢以及镍基耐蚀合金等高档材料均得到普遍应用，可根据介质的实际条件进行合理选择。不锈钢在漂白工艺过程的使用见表13.7-596和表13.7-597。

（2）造纸

表 13.7-596 不锈钢在漂白过程中的应用

工 序	介 质 条 件	材 料	备 注
氯化处理	湿氯	00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr20Ni18Mo6N	管道泵、混合器、漂白塔、刮削器、箱体、过滤圆筒、过滤器、漂白液槽、白液输送管道
碱性提炼（萃取）	NaOH，pH = 10，40℃	00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Ni10	漂白塔前后管道漂白塔、输送提炼过的浆液管道、刮削器、振动器、洗涤过滤器、洗涤槽、滤液桶、排液槽
次氯酸盐漂白	次氯酸盐，pH值 > 8.5，30 ~ 45℃	00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3	输送纸浆管道系统、混合器、搅拌器、过滤槽、罐体、滤网
		HastelloyC	塔内刮削器
二氧化氯漂白	ClO_2，pH = 4 ~ 5	00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3	混合器，塔内搅拌器，塔顶刮削器、洗涤过滤器、滤网、排液槽、输送白液的管道
		2507，UR52N+ 00Cr20Ni18Mo6CuN	漂白液筒
过氧化物漂白	H_2O_2	00Cr17Ni14Mo2	漂白塔、管道、过滤装置、搅拌器
亚硫酸氢盐漂白	亚硫酸氢锌、亚硫酸氢钠	00Cr17Ni14Mo2 00Cr19Ni13Mo3	漂白塔、管道、搅拌器、过滤器

表 13.7-597 日本纸浆漂白工艺中不锈钢的应用

工 序 名 称	设 备 名 称	材 料
C段（30℃ Cl_2）	漂白塔、螺旋桨、搅拌器、泵、清洗机	0Cr17Ni12Mo2
E段（NaOH，70℃）	漂白塔、搅拌器、清洗机	气相部分使用0Cr18Ni9，在含 Cl^-、ClO^-，ClO_2 的条件下使用00Cr17Ni14Mo2
H段（NaClO·NaCl，40℃）	搅拌器、叶轮、过滤器、洗净机	0Cr17Ni14Mo2
D段（ClO_2，75℃）	混合器	HastelloyC-276，Ti
	清洗机	0Cr17Ni12Mo2，00Cr19Ni13Mo3Ti
H_2O_2 漂白 硼硫酸钠漂白	漂白塔、循环泵、搅拌器、洗净器	0Cr18Ni9
O_2 漂白（Na_2S、Cl^- 和 O_2）	漂白塔、循环泵、搅拌器、洗净器	高浓度漂白使用00Cr19Ni13Mo3或Carpenter20，中浓度使用00Cr19Ni10

造纸的生产条件不像纸浆生产工艺介质那样具有严苛的腐蚀性，但为了生产出洁净的纸张和维修方便，不锈钢在造纸工艺过程中得到了广泛应用。实际应用状况见表13.7-598。

4.1.7 酿酒工业、医药和食品加工业

（1）酿酒工业

啤酒生产过程中，为了保持微生物的洁净性，酸和碱清洗剂以及杀菌剂的使用频率相当高，其生产设备必须能经得起工艺环境的腐蚀，此外啤酒中不允许含有 Fe^{2+}，加之清洁卫生的要求，因此不锈钢是啤酒生产装置的最佳选择，主要牌号为0Cr18Ni9。年产2亿升的啤酒企业的生产装置约需2 500 t 0Cr18Ni9钢，详见表13.7-599。

表 13.7-598 不锈钢在造纸工业中的应用

设备或部件名称	材 料	备 注
原料储箱	00Cr18Ni10	衬里
造浆机 打浆机壳体	00Cr18Ni10	
	00Cr17Ni14Mo2	水温高时使用
	钴铬钨硬质合金	搅拌器
	00Cr18Ni10	非合金钢设备衬里
精制器箱体	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	
打浆机切刀	1Cr17Ni2	与00Cr17Ni14Mo2组合
净化器中的筛选机 液槽、筛板	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	
混合桶	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	衬里或整体
印油桶 明矾浆糊桶	00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Ni10	
造纸机	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	箱体、导轨、边框板、台辊，虹吸箱、防溅器、管道系统
抽吸力叠辊	双相不锈钢	耐腐蚀疲劳
金属网	00Cr18Ni10 00Cr17Ni14Mo2	

表 13.7-599 2亿升/a啤酒企业的不锈钢使用量

工序	设备名称	材料	用量/t
酿造设备	锅、槽类、容器	0Cr18Ni9	100
发酵、贮酒	室外啤酒罐	0Cr18Ni9	2 000
过滤工序	容器、过滤机 板式冷却器	0Cr18Ni9 0Cr17Ni14Mo2	50
包装	输送机机架、链式包装机	0Cr18Ni9	100
管、阀	啤酒、水、CO_2阀配管	0Cr18Ni9 0Cr18Ni9	100 100
其他	厂房、地板、墙壁 天花板、单体机器		50
总计			2 500

除啤酒外，一般酒类，葡萄酒和白兰地酒的生产设备也基本由不锈钢制造，主要牌号为0Cr18Ni9和0Cr17Ni12Mo2，其应用情况见表13.7-600。

表 13.7-600 不锈钢在酿酒厂的应用

设备名称	材 料
输送普通酒、白兰地、新鲜葡萄酒管道	0Cr18Ni9
螺旋输送器和料槽	0Cr18Ni9 2B板
容器桶，浆料混合桶	0Cr18Ni9 2B板
贮酒桶（最大容量达1 325 m^3）	0Cr18Ni9
发酵桶（11.4～378.5 m^3）	0Cr18Ni9
过滤设备	0Cr18Ni9
泵类	0Cr17Ni12Mo2
制造葡萄酒用捣碎机 压力机 机械式过滤器 装瓶装置、漏斗、管件、台面链条	0Cr18Ni9 0Cr18Ni9 0Cr18Ni9 0Cr18Ni9
蒸馏塔、冷凝器、分凝器	0Cr17Ni12Mo2
酒醋生产装置	0Cr17Ni12Mo2

(2) 乳制品业

1) 牛奶采集和储存 牛奶挤出后，立即用冷却器冷却，此冷却器为装有冷却套层的不锈钢储罐，牌号为0Cr18Ni9，奶罐车的奶罐，配管等均用0Cr18Ni9钢制造。

2) 牛奶高温消毒灭菌 牛奶的高灭菌装置为0Cr18Ni9钢制造。近年来，0Cr17Ni12Mo2钢制装置正在逐渐增多。

3) 乳品生产 乳品生产装置的不锈钢应用状况见表13.7-601。

表 13.7-601 乳品生产装置用不锈钢

产品名称	装置名称	牌 号	备 注
奶粉、炼乳	储乳罐	0Cr18Ni19	
	奶油分离器	0Cr18Ni9	盖内部结构
	管式加热器（杀菌）	0Cr18Ni9	全部不锈钢
	预煮罐	0Cr18Ni9	全部不锈钢
	过滤器	0Cr18Ni9	容器为不锈钢
	真空浓缩罐	0Cr18Ni9	全部为不锈钢
	冷却槽	0Cr18Ni9	全部为不锈钢
	均质机	0Cr18Ni9	圆筒为不锈钢
奶油	搅乳机	0Cr18Ni9	全部为不锈钢

(3) 医药工业

随着现代医药工业的发展，其生产装置已由搪瓷板、铜和镀锌板改成不锈钢。其原因除了改善装置的耐蚀性外，主要是为了改善清洁卫生条件以适应医药品生产本身法规的要求。在医药工业使用0Cr18Ni9制作容器、配管、反应釜、操作台、传送带、匙子、罩子、糖衣板等。

在易产生应力腐蚀和点腐的环境中，使用00Cr17Ni14Mo2钢制作相应装备，见表13.7-602。

表 13.7-602 0Cr17Ni14Mo2钢在制药和食品工业中的应用

装置名称	介质条件
玉米蛋白溶液输送中间罐	蛋白圆形物95 g/L，含H_2SO_3，气相中含0.04% SO_2，pH = 4.5，55～60℃
有机酸精制处理槽	含Cl^- 0.06 g/L，50℃，次亚氯酸钠
有机酸反应槽	Cl^- 1.1%，pH = 6～8，室温

(4) 其他食品加工业

水产、肉食加工、制糖、果品加工、面包、制油、味精、酱油等生产的主体设备全部使用不锈钢材料制造，见表13.7-603。

表 13.7-603 不锈钢在其他食品加工企业的应用

工业名称	设备装置名称	材 料
水产、肉食加工工业	阀、通箱、鱼罐、容器、操作台、搬运车	0Cr18Ni9
	刀具、叉类	6Cr13Mo，6Cr15MoV，9Cr18Mo，4Cr13
果品制造	阀、容器、操作台、运输机、包装机	0Cr18Ni9
面包生产	容器	0Cr18Ni9
制糖	输送机、结晶罐	0Cr18Ni9
制油	配管、反应机、储存器	0Cr18Ni9
味精、酱油	制釉机械、容器、压机底座、阀门	0Cr18Ni9

4.1.8 火力发电和水力发电

(1) 火力发电

为提高火电厂锅炉的热效率，设备大型化，蒸汽条件高温高压化是其必然的发展方向。当前亚临界、超临界锅炉已工业化。随着压力和温度的提高，过热器钢管的原用材料已不能满足要求，改用 0Cr18Ni10Ti 和 0Cr17Ni12Mo2 等具有良好高温强度的奥氏体不锈钢。

(2) 水力发电

水力发电用水轮机的叶轮多采用不锈钢制造，早期多以铸造形式应用，由于水轮机向大容量、高落差方向发展，为提高叶轮的使用性能，已采用锻制品，在钢种方面已由早期的 Cr13 型向焊接性良好的 00Cr13Ni5Mo 钢过度，水轮机叶轮使用不锈钢的概况见表 13.7-604。此外，在水电站中的一些耐蚀、耐磨部件已成功使用 0Cr18Ni9N (304N) 和 2205 双相钢复合板。

表 13.7-604 水轮机叶轮使用不锈钢情况

水轮机形式	出力/MW	叶轮直径/mm	材 料
法兰西式	70	3 480	Cr13
	48	3 010	Cr13
	47	2 540	Cr18-Ni8
	47	2 500	
	45	3 630	13Cr 堆焊
	23	1 950	13Cr 堆焊
	96	3 700	Cr18-Ni8 堆焊
	42	2 950	Cr18-Ni8 堆焊
螺旋浆式	30	3 900	Cr13
	21.5	4 750	Cr13
	17.55	3 750	Cr18-Ni8
	24	4 100	Cr13 堆焊
珀尔顿冲击式	26.6	2 240	Cr13
	16.7	2 080	Cr13
葛州坝水电站			00Cr13Ni5Mo 0Cr13Ni5Mo

4.1.9 海洋开发

(1) 海水淡化

海水淡化是解决淡水短缺的重要途径。当前海水淡化多半采用多段冲洗流程，其工业装置由海水前处理装置、放热装置、热回收装置、盐水加热器、防雾装置以及相应的管线、泵、阀等组成。海水首先进入放热装置的导管加热（常温至 40℃)，将其大部分放出，经前处理装置去除碳酸（空气）作为补给海水与浓缩循环海水混合，达到浓缩度为 1.7 后进入热回收部的传热管，在此，海水被加热到 110℃，然后进入加热器，采用外部的蒸汽加热到 120℃，将被加热的海水送入回收部罐体，罐内用隔板分成多段，盐水进入各段，压力和温度不断降低进行快速蒸发，这些蒸汽通过防雾筛网，在导热管外冷凝成淡水。

海水淡化的介质环境主要是脱气海水和新鲜海水，不锈钢已成功用于海水淡化的泵、壳、轴、叶轮、杆件以及蒸发罐的分离器、脱气装置等，见表 13.7-605。

表 13.7-605 不锈钢在海水淡化装置中的应用

工艺装置名称	环 境	材 料
前苏联五重效用垂直长管式装置[13 400(m^3/天)淡水]:		
蒸发罐隔离器		0Cr18Ni10Ti
脱气装置		0Cr18Ni10Ti
多段冲洗装置:		
防雾装置	脱气盐水烟雾	蒙乃尔合金 0Cr17Ni12Mo2
螺旋冷凝器传热管	水蒸气，非凝缩性气体	0Cr17Ni12Mo2 0Cr18Ni9
脱气装置排气管	非凝缩气体	0Cr17Ni12Mo2
泵:	海水、脱气盐水	Ni-Resist 0Cr17Ni12Mo2
壳、轴、叶轮、杆件		蒙乃尔合金-400

海水淡化用传热管占装置投资的 40%~50%。100 000 m^3/d 的淡化装置，其传热管换算成铜合金约 2 200 t。传热管在海水淡化中起着十分重要的作用。在多段冲洗装置中 10% 的传热管用于放热装置，87% 用于热回收装置，3% 用于盐水加热器。当前能满足上述 3 种传热管要求的不锈钢是耐海水腐蚀的 Cr-Ni-Mo-N 不锈钢，如 00Cr22Ni17Mo3NNb 和 00Cr22Ni13Mo5NNbV。为了增加传热效果，将管制成 0.25 mm 的薄壁管，为了提高强度，将光管制成纵向波纹管。

(2) 海洋结构件

海洋开发机械以及与海水相接触的结构件已广泛使用不锈钢，见表 13.7-606。

表 13.7-606 海洋开发机械、结构件的不锈钢用例

品 名	材 料
海水泵	00Cr19Ni10、0Cr17Ni12Mo2，20 合金，17-4PH，0Cr18Ni12Mo2 铸件
海水阀门	0Cr17Ni12Mo2，20 合金（内装件和阀体）
热交换器	0Cr17Ni12Mo2，329J1，NTKR-4，00Cr25Ni7Mo3WCuN，SAF2507，00Cr22Ni17Mo3NNb
连接螺栓	铸造 0Cr18Ni12Mo2
海面使用的金属件	0Cr18Ni9（滑车、丝绳），0Cr17Ni12Mo2（螺栓类）00Cr22Ni17Mo3NNb（高强度钢丝绳）
海水中使用的金属件	0Cr18Ni9，1Cr18Ni12（丝绳），00Cr22Ni13Mo2VNNb，00Cr22Ni17Mo3NNb

4.1.10 防止环境污染的机械和装置

(1) 防止大气污染装置

防止空气污染已成为跨国界的全球问题。硫氧化物 (SO_x)、氮氧化物 (NO_x)、二氧化碳，含氯氟烃及其他排放物不仅对人类而且对生态环境将产生严重危害，因此必须限制其排放。其中 SO_2 的排放是人们最早予以关注的问题，以解决造成危害的酸雨问题。据统计，目前全世界人为的 SO_2 排放量大约为 1.4 亿吨/年，为了减少酸雨所造成的损失，全球的 SO_2 排放量应每年减少 4 000 万吨。SO_2 的排放主要来自燃烧化石燃料的电厂。采用燃煤前处理，重油脱硫和改用天然气等措施，仅能解决约一半的排放量，其余的排放量需采用烟气脱硫装置予以解决。20 世纪末期全世界总的烟气脱硫装置能力相当于 2 亿千瓦，每年能脱去 SO_2 约 1 000 万吨，尚有大部分需增加 FGD 装置才能达到理想的效果。

烟气脱硫 (FGD) 工艺包括干法和湿法，详见表 13.7-607。

表 13.7-607 FGD工艺的类型

	工艺类型	吸收剂	吸收液的状态	原料		副产品
湿法	石灰-石膏法	亚硫酸钙 $CaSO_3$	浆液	碳酸钙 熟石灰 生石灰	$CaCO_3$ $Ca(OH)_2$ CaO	石膏 $CaSO_4 \cdot 2H_2O$
	镁-石膏法	亚硫酸镁 $MgSO_3$， 亚硫酸钙 $CaSO_3$	浆液	氢氧化镁 熟石灰 碳酸钙	$Mg(OH)_2$ $Ca(OH)_2$ $CaCO_3$	石膏
	亚硫酸钠-格劳贝尔盐法	亚硫酸钠 Na_2SO_3	溶液	苛性钠	$NaOH$	排出格劳贝尔盐液体
	亚硫酸钠回收法			苛性钠	$NaOH$	亚硫酸钠 Na_2SO_3
	亚硫酸钠-石膏法			碳酸钙 熟石灰 生石灰	$CaCO_3$ $Ca(OH)_2$ CaO	石膏
	亚硫酸钠-硫酸法			苛性钠	$NaOH$	硫酸
	稀释硫酸-石膏法	稀释硫酸	溶液	硫酸 碳酸钙	H_2SO_4 $CaCO_3$	石膏
	NH_3 - 硫酸铵法	亚硫酸铵 $(NH_4)_2SO_3$	溶液	氢氧化铵	NH_4OH	硫酸铵 $(NH_4)_2SO_4$
	NH_3 - 石膏法			熟石灰	$Ca(OH)_2$	石膏
	铝-石膏法	碱性硫酸铝 $Al_2(SO_4)_3Al_2O_3$	浆液	硫酸铝 碳酸钙	$Al_2(SO_4)_3$ $CaCO_3$	石膏
	镁法	亚硫酸镁 $MgSO_3$	溶液	氢氧化镁	$Mg(OH)_2$	排出硫酸镁液体 $MgSO_4$
干法	活性炭吸附法	活性炭		活性炭		硫
	喷淋干燥法	$Ca(OH)_2$ Na_2CO_3	浆液	熟石灰 碳酸钠	$Ca(OH)_2$ Na_2CO_3	石膏和其他

在火力发电厂的FGD主要是石灰石-石膏工艺，其次是亚硫酸钠工艺。在日本60%的FGD为石灰石-石膏工艺，30%为亚硫酸钠工艺，10%为硫酸吸附剂工艺，在德国80%为石灰石-石膏工艺。

在FGD工艺过程中，环境条件变化较大，且视使用燃料不同，烟气所含腐蚀介质含量亦不同，见表13.7-608。在某些脱硫工艺中尚需加入硫酸，使其腐蚀性更加严重，因此在非金属衬里不能满足要求的情况下，需选用不锈钢。在非常严格的条件下要使用镍基耐蚀合金，视环境中的氯化物和pH值的不同选用不同的耐蚀材料。在脱硫过程中烟气中的成分将浓集，在某些部位的浓集可达到相当高的程度，例如氯化物，有时可达到10^{-1}。要根据具体条件，恰当地选用耐蚀材料。

表 13.7-608 烟气的成分

介质成分	燃 煤	重 油
$SO_x/10^{-6}$	(300 ~ 1 000)	(500 ~ 2 000)
$NO_x/10^{-6}$	(100 ~ 200)	(60 ~ 100)
$HCl/10^{-6}$	(10 ~ 40)	< 2
$HF/10^{-6}$	(5 ~ 30)	< 3
灰尘$/mg \cdot m^{-3}$	(100 ~ 200)	(20 ~ 50)

在FGD装置中所使用的耐蚀材料涉及到一般不锈钢、高性能不锈钢以及镍基耐蚀合金，见表13.7-609。可根据介质条件进行合理选择。通常按表13.7-610所列原则选择FGD不同装置的耐蚀材料。

表 13.7-609 FGD使用的耐蚀材料

材料名称	主要合金成分
316L	00Cr17Ni14Mo2
317L	00Cr19Ni13Mo3
317LM	00Cr19Ni15Mo4
317LMN	00Cr19Ni15Mo4N
2205 双相钢	00Cr22Ni5Mo3N
合金 255	00Cr25Ni5Mo3Cu2N
254SMO	00Cr20Ni18Mo6CuN
654SMO	00Cr24Ni22Mo7NCu
Incology825	0Cr22Ni42Mo3Cu2
904L	00Cr21Ni25Mo5Cu2
Soniero-28	00Cr27Ni31Mo3Cu
20Nb-3	00Cr20Ni34MoCu4N
20Mo-6	00Cr23Ni34Mo6Cu3
HastellogG	0Cr22Ni44Mo7Cu2Nb2W
HastellogC-276	00Cr16Ni56Mo16W4
HastellogC-22	00Cr22Ni61Mo13W3Fe3
YUS 260（日本）	00Cr20Ni15Mo3Cu2N
YUS 270（日本）	2Cr20Ni18Mo6CuN

表 13.7-610 用于 FGD 洗涤塔的不锈钢和镍合金的选择指南

项 目		弱		中		强		非常强	
	氯化物含量/10^{-6}	100	500	1 000	5 000	10 000	50 000	100 000	200 000
弱	pH = 6.5	316L	316L	316L	317LM	合金 904L	合金 G3	合金 G3	合金 625
中	pH = 4.5	316L	316L	317LM	合金 904L	合金 G3	合金 G3	合金 625	合金 625
强	pH = 2.0	317LM	317LM	合金 904L	合金 G3	合金 G3	合金 G3	合金 625	合金 C276
非常强	pH = 1.0	合金 904L	合金 904L	合金 G3	合金 G3	合金 G3	合金 625	合金 C276	合金 C22

正在运行的 FGD 装置所使用的不锈钢和耐蚀合金状况见表 13.7-611。由于矿石燃料不同以及脱硫工艺的微小差别，在不同国家，为解决烟气脱硫系统中存在的均匀腐蚀、点蚀、缝隙腐蚀，冷凝冲刷腐蚀的问题，在使用材料时有所差别，从耐蚀和成本角度考虑，超级奥氏体不锈钢（654SMO）具有更佳的性能价格优势。

表 13.7-611 FGD 装置不锈钢和耐蚀合金的运行情况

装置名称	材 料
预洗涤塔容器	00Cr17Ni14Mo2，HastellogG，00Cr19Ni13Mo3，C-276 合金
急冷/吸收塔容器	Hastelloy G.JS-700，00Cr17Ni14Mo2，C-276，00Cr19Ni13Mo3，904L，317LM，Inconel625，654SMO，254SMO
出口管道和再热器	Hastelloy C-22（出口管道衬里），再热器管道和壳为 00Cr17Ni14Mo2，C-22，C-276，Inconel625，317LM，904L，654SMO
烟囱	C-276 贴壁钢衬，YUS260，YUS270

（2）除尘装置

在化学加工，食品和冶金等工业领域，广泛使用除尘装置。在某些工业中，除尘是为避免粉尘对产品的污染，在大多数工业中是减少粉尘对环境的污染。在各种除尘装置中广泛使用不锈钢制作耐腐蚀和耐高温部件，见表 13.7-612。

表 13.7-612 除尘装置中的不锈钢

装置名称	材 料
旋风集尘装置	0Cr18Ni9 制作接粉装置和接触腐蚀性气体的部件
文丘里式洗涤器	0Cr18Ni9：高于 600℃温度下使用，制作风道，风机外壳 0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2：洗涤器、鼓风机叶片
电除尘	0Cr17Ni12Mo2：洗涤器外壳、集尘器、鼓风机外壳、叶片 00Cr17Ni14Mo2：放电板

（3）污水处理装置

生活废水和工业废水是造成水质污染的主要来源，为保护环境，对污水进行处理达到合格标准进行排放或生成再生水加以利用。其处理方法包括物理方法、化学处理法和生物化学处理法。这些方法一般不单独使用，往往采用多种方法组合使用，以便达到理想的结果。污水处理工艺使用不锈钢不多，但在某些腐蚀性强的关键部位才使用不锈钢。不锈钢在污水处理工业中的使用状况见表 13.7-613。

表 13.7-613 不锈钢在污水处理工业中的应用

设备、部件名称	材 料
过滤网、过滤器	0Cr18Ni9：细目过滤网，框架链条，过滤器内部过渣部件
沉淀槽，分离槽	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2：制作腐蚀性废水泥浆收集器，搅拌器
中和槽，加药容器	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2：制作搅拌机轴、翼等
过滤器	紧固件
离心分离机	0Cr25Ni6Mo2（SCS11），CD-4MCu 铸钢
泵、阀门、仪表	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2 用于输送废水的泵、液面计浮子、测流孔
离子交换装置	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2 用于防止树脂溢出的挡板

（4）粪便处理

粪便的 pH 值在 7～9，但存在少量 H_2S 以及需大量用水冲洗，其环境具有较强的腐蚀性，一些处理装置和设备需耐蚀不锈钢制作，不锈钢在粪便处理中的应用见表 13.7-614。

表 13.7-614 不锈钢在粪便处理中的应用

设备名称	材 料
去除杂物过滤网	0Cr18Ni9
脱水机、螺旋冲压机、粉碎机	0Cr18Ni9
燃烧脱臭热交换器管	0Cr18Ni9
燃烧脱臭反应室	0Cr18Ni9，0Cr25Ni20
消化处理法阀类，升压机吸入气体的进口部分	0Cr18Ni9
二次处理的沉淀池污泥搂起机	0Cr18Ni9

4.1.11 建筑、装潢

不锈钢用于建筑业始于 20 世纪 30 年代初，由于不锈钢具有耐蚀性和良好的装饰性以及易于清洗、维修费用低、寿命长等特点，目前已广泛应用于居民建筑、市政建筑、体育馆、公园、游乐场所以及商业建筑等。所使用的钢种以 0Cr18Ni9 为主，在海洋潮湿的环境中使用 0Cr17Ni12Mo2，室内亦使用 0Cr17。

（1）不锈钢在建筑中的应用

不锈钢在建筑工程中的应用部位见表 13.7-615。

（2）不锈钢在建筑工业中的应用实例

在全世界范围内，不锈钢已成功应用许多著名建筑，典型实例见表 13.7-616。

表 13.7-615 不锈钢在建筑工程中的应用

部位名称	材料牌号
屋顶、外壁、柱包壳、滴水槽	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2，0Cr17
内壁、天花板、支柱	0Cr18Ni9，0Cr17
窗框、门、百页窗、阳台栏杆	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2，0Cr17
楼梯（扶手、侧板、防滑梯）、格栅	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2，0Cr17
门栓、合页、门框、五金件	0Cr18Ni9，0Cr17
地板(食品加工、化学加工厂房)	0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2
电梯（内壁、门、框架）	0Cr18Ni9，0Cr17
自动扶梯侧板，踏板	0Cr18Ni9

(3) 不锈钢在桥梁、隧道、景观中的应用

不锈钢在桥梁建设、隧道工程中已得到成功应用，不锈钢桥梁的寿命远高于普通钢桥梁，并且增加了观赏性。此外，不锈钢钢筋混凝土已在建筑基础设施中应用，其寿命在100年以上，是普通钢筋混凝土的3倍，尤其适用于海洋和冷季融冰盐的腐蚀环境。不锈钢在桥梁、隧道，钢筋混凝土和景观工程的典型应用实例见表 13.7-617。

除上述不锈钢在大厦、桥梁、景观工程的应用外，作为加固建筑物的构件和岩石锚固件以及大量的紧固件也广泛使用不锈钢，主要牌号为 0Cr18Ni9，0Cr17Ni12Mo2 和 0Cr17 等。例如，美国加州使用9米长的 0Cr17Ni12Mo2 不锈钢锚固件加固土堤。

4.1.12 不锈钢在厨房设备和餐具方面的应用

(1) 不锈钢在厨房设备上的应用

表 13.7-616 不锈钢在建筑中的应用实例

建 筑 名 称	使用牌号和部位	使用状况
伦敦 Savoy 大酒店（1929）	0Cr18Ni9，天篷和墙面装饰	至今仍明亮美观
Chrysler 大厦（美国，1930 年）	1Cr18Ni9（302），屋顶、外装饰	清洗两次，仍保持极好状态
Lloyd's 大厦(伦敦)	0Cr17Ni12Mo2，外部设施包覆	至今完好如初
纽约 Socony-Mobil 大楼	1Cr18Ni9（302），包覆	40 年后，完好如初
悉尼海滨公共栏杆	0Cr17Ni12Mo2	
芬兰诺基亚公司厂房	0Cr17Ni12Mo2，玻璃幕墙框架	
意大利 Pirovano 山城旅馆	0Cr18Ni9，屋顶	
英国北海石油钻探平台生活设施	0Cr17Ni12Mo2	
Ultradom 体育馆	0Cr18Ni9，不锈钢充气式长跨度屋顶	
多伦多皇家银行大厦	0Cr18Ni9，玻璃幕墙框架护板	
日本 Hudomyo 会堂	0Cr18Ni9，支撑黏土砖瓦屋顶结构	
巴黎卢浮宫	0Cr17Ni12Mo2，支撑玻璃结构，绳棒 0Cr22Ni13Mo5N，细棒 17-4PH 铸造，连结结点	
珀斯钟楼	0Cr17Ni12Mo2，瞭望平台栏杆	
德国蒂森大楼	0Cr17Ni12Mo2，幕墙	
美国通用电器厂办公楼（Scheneetady 市）	0Cr18Ni9，幕墙	至今完好，54 年
斯德哥尔摩球形剧场（瑞典）	0Cr17Ni12Mo2，屋顶	
悉尼星城赌场	2205 双相钢，玻璃支撑结构	
马来西亚 Patronsa 双子塔	0Cr17Ni12Mo2	
上海金茂大厦	0Cr17Ni14Mo2	
香港会展中心	2205 双相钢，屋顶	
不锈钢火灾逃生舱	0Cr18Ni9，既作水箱，又作逃生舱	
游泳池设备	0Cr17Ni12Mo2，承重部件	
悉尼歌剧院	0Cr17Ni12Mo2 钢筋和丝网替换使用 25 年的非合金钢钢筋	
匹兹堡国际机场	热浸镀铅锡合金 0Cr18Ni9，屋面板	
卡内基梅隆大学学生中心	热镀铅锡合金 0Cr18Ni9，屋面板，墙板	
日本和谐会堂	镀镍 304，屋面板	
东京晴海码头	0Cr18Ni9	
英国滑铁卢火车站	0Cr17Ni12Mo2，屋顶	
美国佛罗里达州博物馆	0Cr18Ni9，制作球形结构	
日本关西国际机场	SUS447J1（00Cr30Mo2，$C+N<150\times10^{-6}$）	
日本宫崎市科技馆	0Cr18Ni9，弧形屋顶	
日本东京巽国际游泳馆	0Cr18Ni9，屋顶	

表 13.7-617 不锈钢在桥梁、隧道和景观工程的应用实例

名 称	材料牌号	备 注
墨西哥 Progreso 栈桥（1941年）	0Cr18Ni9，钢筋（ϕ30 mm）	至今完好
西班牙毕尔巴鄂 Abandoibarradd 大桥	2205 双相不锈钢	
英国约克千年桥	2205 双相不锈钢拱形梁及吊索	
德国 Leonberg 高速公路 Engelberg 隧道	1925hMo（00Cr20Ni25Mo6N）烟道、风扇、防火水管、支架、照明固定装置、门类	
新西兰奥克兰输电隧道	0Cr18Ni9，电缆支架，喷洒装置 0Cr17Ni12Mo2，嵌入混凝土墙的锚栓	
德国汉堡人行桥（可升降）	0Cr17Ni12Mo2	
斯德哥尔摩，上帝和彩虹	254SMO（00Cr20Ni18Mo6CuN）	
澳大利亚奥林匹克大道北端喷泉	0Cr17Ni12Mo2 喷水管，锥形圆筒	
日本鸣门市露天体育场火炬塔座（1991年）	0Cr18Ni9	
日本府中市公园艺术雕塑"花之韵"	0Cr18Ni9 镜面板	
日本东京湾人工岛纪念碑	YUS270（2Cr20Ni18Mo6CuN）	
日本川崎城市长椅	0Cr18Ni9 抛光	
西班牙巴塞罗那雕塑	矩形不锈钢管	

由于不锈钢具有的不锈耐蚀性、耐热性、耐磨性以及使用寿命长、易清洗、外表美观等特点，因此广泛应用于厨房机械、灶具和厨房用具等耐久消费品。据统计，日本20世纪70年代，厨房设备使用不锈钢量达到近3万吨，其中铬不锈钢占2/3，0Cr18Ni9占1/3，主要品种为薄板。同期，美国用于厨房和刀具有不锈钢用量达到7.6万吨。随着不锈钢厨房设备的普及，其不锈钢用量将不断扩大。1997年，我国出口不锈钢制成品近20万吨，主要为厨房设备。厨房设备所使用的钢种为0Cr18Ni9，1Cr17和Cr13型不锈钢，钢材品种为0.4～0.8 mm的薄板。某些深冲件也使用含铜的或镍含量高的0Cr18Ni9钢，例如0Cr18Ni9Cu2钢和0Cr18Ni12钢等。对于厨房设备的深冲部件，多数使用0Cr18Ni9钢，少量使用1Cr17钢，对于用于深冲成形的1Cr17钢薄板，应严格控制板卷的终轧温度以及增加冷轧工序的中间退火，以减少深冲加工的皱折。

厨房设备所使用的不锈钢概况见表13.7-618。

表 13.7-618 不锈钢在厨房设备和餐具上的应用

品 名	材 质
洗物池	0Cr18Ni9，1Cr17，1Cr17Mn6Ni5N
调理台	1Cr17，0Cr18Ni9
煤气台	1Cr17，0Cr18Ni9
天花板	1Cr17，0Cr18Ni9
厨柜	0Cr18Ni9，1Cr17
操作台面	0-2Cr13，0Cr18Ni9，1Cr17
叉子、勺子	1Cr13，0Cr18Ni9
刀具	2Cr13，3Cr13，6Cr13Mo，9Cr18Mo
器皿	0Cr13，1Cr13，1Cr17，0Cr18Ni9，1Cr17Mn6Ni5N
灶具面板、锅类	0Cr18Ni9，1Cr17
搅拌机，处理机，切片机，烤箱	3Cr13，6Cr13Mo，9Cr18，0Cr18Ni9

(2) 不锈钢在浴盆、热水器中的应用

不锈钢在浴盆、热水器中的应用情况见表13.7-619。

表 13.7-619 不锈钢在浴盆、热水器中的应用

品名	部件名称	材 料
浴盆	主体、法兰、挡板、把手、排水塞、支脚	0Cr18Ni9 BA 板
浴室设备	台面、墙壁嵌板、天花板嵌板	1Cr17
热水器	外壳 烧嘴 热交换器 供排气系统	0Cr18Ni9 1Cr17 1Cr17，含 Nb、Ti 的 Cr17 型铁素体不锈钢，0Cr18Ni9 0Cr18Ni9，1Cr17

4.1.13 不锈钢在饮用水处理、给水系统、蓄水装置中的应用

(1) 饮用水的生产

饮用水处理厂将原水通过一系列处理程序，使之达到饮用水的卫生标准，再经供水系统供终端用户使用。

进入水处理厂的水称为原水，原水的来源不同，包括井水和泉水等地下水以及河水，湖水和水库等地表水。不管是地下水还是地表水，都含有矿物质、金属、氯化物，同时还含有细菌和固体物质（有机物和无机物）。其中地下水含氧量通常较低，有时含有硫化氢、还原性硫酸盐、细菌等。

原水必须进行处理才能达到饮用水标准，通常进厂的原水用氧化性的化学物质氯和高锰酸钾进行处理，使铁和锰生成氢氧化物沉淀，这些沉淀物会损伤管壁，为排除这些沉积物、絮凝物和其他颗粒，在进入下一步处理前装有过滤器，然后加入硫酸亚铁、矾、苛性钠和其他药剂进行处理，进一步使水中和以及金属离子和颗粒物质沉淀，此时，用活性炭或碎石/砾石过滤床进行最终过滤，再将最终过滤的水用氯或次氯酸盐进行消毒。经过这一系列处理程序，适合饮用的低铁，低锰并达到卫生标准的洁净水的生产终告完成。这些洁净水通过供水系统供应终端用户。

从上述饮用水的生产过程中可知，在这一系列处理过程中，水中的杂质以及必须加入的化学物质，将对处理设备产生各种各样的腐蚀。大量实践表明，在水处理过程的介质环境中，对处理设备材料将产生腐蚀。通常，铸铁、钢和铜合金的使用寿命仅20~40年，并对水的流速、水的化学组成进行限制。相比之下，不锈钢可使用100年并对水的流速和水的组成不进行限制，因此不锈钢在水处理、供水系统、蓄水池和水箱中得到了广泛应用，除提高处理设备使用寿命外，不锈钢装备的卫生条件也是其他材料不可比拟的。

(2) 不锈钢在饮用水生产设备中的应用

饮水生产装备主要使用0Cr18Ni9钢和0Cr17Ni12Mo2钢，前者适用于200×10^{-6}氯化物含量的水，后者适用于$1\,000\times10^{-6}$氯化物含量的水，在低温饮用水中，很少见到0Cr18Ni9钢出现点蚀和缝隙腐蚀等局部腐蚀现象，之所以选用0Cr17Ni12Mo2钢主要是为防止外部环境引起的腐蚀问题。在水处理中可能遇到更加苛刻的腐蚀环境，此时可选用强度高、耐点蚀和应力腐蚀的质量分数为22%Cr和25%Cr的双相不锈钢。含质量分数为6%Mo的超级奥氏体不锈钢，例如254SMO钢、654SMO钢等主要用于喷射化学药品的喷嘴。

不锈钢在水处理厂、供水系统以及室内水管中的应用的冶金产品为不锈钢焊管，管接头、法兰、阀门和紧固件等。实际应用状况见表13.7-620、表13.7-621。

表13.7-620 不锈钢在水处理厂的应用

部件、设备名称	材 料
水池衬板、过滤器、入口零部件、滑动门、拦河堰	0Cr18Ni9
滤网、刮板、紧固件、管道、通风管、取样传感器管路	0Cr18Ni9
化学药品处理管路，蓄水池衬板，平台，过桥，盖板	0Cr18Ni9
活性类塔、臭氧发生器及管道、轨道、泵阀	0Cr18Ni9
化学药品喷嘴	6%Mo奥氏体不锈钢

表13.7-621 不锈钢在供水系统中的实际应用

应用地点	材 料	备 注
美国曼哈顿岛3号新的输水隧道主管和横管	0Cr18Ni9 ϕ1 200mm焊管共300 m	寿命为100年
美国曼哈顿3号新的输水用蝶阀	0Cr18Ni9，18支ϕ1 200 mm焊管及铸造蝶阀	寿命100年
意大利都灵市修复地下供水管道（无沟布管）	0Cr18Ni9，ϕ550 mm×1 500 mm焊管	
日本10~480 m跨度供水管	0Cr17Ni12Mo2，ϕ100~170 mm焊管	
日本沿海地区跨度为10~480 m的供水管、小管桥 日本埋入地下的供水立管	25%Cr双相不锈钢（SUS329J2L）ϕ100~170 mm焊管，ϕ750~1 200 mm焊管；Mo2双相不锈钢焊管	
瑞典Karlskoga市地下供水管	0Cr17Ni12，22%Cr	
意大利北部过山输水隧道（ϕ3 600 mm）	0Cr18Ni9，0.6 mm薄板衬里	使用6年后毫无渗漏
日本供水管线及次干线与用户水表连结管	0Cr17Ni12Mo2ϕ75~350焊管，ϕ50 mm室内用焊管	
日本松山市蓄水池	0Cr18Ni9，0Cr17Ni2Mo2，液相SUS329双相钢	
瑞典乡村水塔	0Cr17Ni12Mo2	

4.1.14 不锈钢在电力机械中的应用

不锈钢在电力机械中的应用，主要使用奥氏体不锈钢的无磁性，应用状况见表13.7-622。

表13.7-622 不锈钢在电力机械中的应用

机械名称	材料	应用部位
发电机	5Cr18Mn18N	护环
大电流变压器	0Cr18Ni9	防漏磁部件绕组卡子，法兰盘伸缩接头风箱
整流器 水银整流器	0Cr18Ni9	启动装置，真空槽
切断器	0Cr18Ni9	可动接点的真空膜盒及要求无磁部件
变压器托架	00Cr13Ni5Mo	支撑托架横梁

4.1.15 不锈钢在通讯器材和电子元件上的应用

(1) 不锈钢在通讯器材上的应用

不锈钢广泛应用于通讯器材，成为现代通讯器材不可缺少的原材料，应用状况见表13.7-623。

(2) 不锈钢在电子元件、半导体生产中的应用

不锈钢在电子元件和半导体生产中的应用状况见表13.7-624。

表13.7-623 不锈钢在通讯器材上的应用

品名	部件	形状	材料	规格
小型十字开关	弹簧、端板、复位杆、夹紧件、复位杆底座	板状	0Cr18Ni9	0.12~2.0 mm
小型继电器	弹簧 合页弹簧	板状 板状	0Cr18Ni9 17-7PH	0.12~0.23 mm 0.08 mm
钢丝回弹继电器	弹簧 发条	板状 线状	0Cr18Ni9 0Cr18Ni9	0.13~0.85 mm 0.8 mm
电话机	弹簧	板状、线状	0Cr18Ni9	
高速打印机	环形带	板状	17-7PH	0.18 mm
简易打印机	钢带	板状	0Cr18Ni9	0.05 mm
通讯光缆	保护管	焊管	0Cr18Ni9 0Cr17Ni12Mo2	0.15~0.33 mm

4.1.16 不锈钢在洗衣机、复印机中的应用

(1) 不锈钢在洗衣机中的应用

洗衣机已进入千家万户，随着制造业的发展，目前的洗衣机制作已非常精美，适用。不锈钢在洗衣机中主要用于滚筒洗衣机的内筒，所用牌号为0Cr18Ni9和1Cr17，其产品为

表 13.7-624 不锈钢在电子元件、半导体生产中的应用

名 称	部件名称	材 料	特 点
彩色显像管	电子枪（接线器引板、阴极支架、固定楔、屏蔽器、摆动支架、极片、吸气器支架、吸气器环弹簧）	1Cr18Ni12 0Cr16Ni14	无磁性和耐放电性能
	阴罩支持弹簧	0Cr18Ni9 17-7PH	
	防暴带	0Cr18Ni9	
电子计算机	磁盘用浮动磁头	0Cr18Ni9	无磁、耐蚀
	输出输入元件	0Cr18Ni9	
	滑触头导轨	0Cr18Ni9 1Cr17Ni7	
半导体制造装置	真空槽	0Cr18Ni9 0Cr17Ni12Mo2	无磁、放气量低
	单晶硅生产外延炉	00Cr18Ni18Mo5 00Cr20Ni25Mo4.5Cu	耐 Cl^{-1} 和 HCl 腐蚀
硅切片机	ID 刀片基体金属	0Cr18Ni9	冷轧 σ_b = 1 175 ~ 1 370 MPa
		1Cr17Ni7	冷轧 σ_b = 1 765 MPa， δ 为 1% ~ 3%

BA 板，要求所供材料具有良好的冷成形性能。

（2）不锈钢在复印机中的应用

复印机中使用不锈钢的部件见表 13.7-625。

表 13.7-625 不锈钢在复印机中的应用

部件名称	材 料	备 注
送纸导板	1Cr17	不锈
定影导板	1Cr17，0Cr18Ni9	不锈、耐蚀
磁刷	0Cr18Ni9	无磁
板簧	1Cr17Ni7	弹性
微型轴，杆	Y1Cr18Ni9 0Cr18Ni9 1Cr17Mn6Ni5N	不锈、耐磨、易切削加工
含油塑料轴承	易切削不锈钢	易切削加工
定影、显像滚筒轴颈	0Cr18Ni9	无磁、耐蚀

4.1.17 不锈钢紧固件、微型轴

（1）不锈钢在紧固件中的应用

不锈钢紧固件广泛应用于汽车工业，基本建设、家电、通讯和家具制造业以及各种制造业。不锈钢紧固件行业所使用的材料以 Cr-Ni 奥氏体钢为主，约占 85%，铬系（铁素体、马氏体）约占 15%。主要牌号为 0Cr18Ni9，近年来含铜的易冷镦成形的奥氏体钢已成为主导钢种。事实上，根据实际需求，多数不锈钢牌号均可生产紧固件，但大量的通用紧固件仍以奥氏体不锈钢为主。

我国不锈钢紧固件标准 GB/T 3098.6—2000 中，按不锈钢材质区分为 A 类（奥氏体）、C 类（马氏体）和 F 类（铁素体）3 类，各类又按钢种不同进行排序（见表 13.7-626）。

表 13.7-626 不锈钢紧固件分类

类 别	序 号	钢 种
A（奥氏体）	A1 A2 A4	1Cr18Ni9 系列钢 0Cr18Ni9 系列钢 0Cr17Ni12Mo2 系列钢
C（马氏体） F（铁素体）	C1 C2 C4 F1	Cr12 型马氏体钢 Cr-Ni 马氏体系列钢 Cr13 型马氏体钢 Cr17 型铁素体钢

A 类钢制作 70 级（σ_b > 700 MPa）以上的螺栓，C 类制作 70 级以上的螺栓需经淬火回火处理，F 类适于制作 60 级以上的螺栓。

为了顺利生产冷镦螺栓对各类不锈钢的化学成分予以严格控制，一些常用牌号通常按表 13.7-627 规定进行执行。

表 13.7-627 冷镦钢化学成分的控制值（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Ti
0Cr15 (429)	≤0.05	0.03 ~ 0.50	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.030	14.0 ~ 16.0	≤0.50	—	—	≤0.025	—
0Cr17（430）	≤0.04	0.30 ~ 0.50	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.020	16.5 ~ 17.5	≤0.50	≤0.50	—	≤0.025	—
0Cr17Mo (434)	≤0.04	0.30 ~ 0.50	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.015	16.5 ~ 17.5	≤0.50	0.95 ~ 1.25	—	≤0.025	—
1Cr13（410）	0.09 ~ 0.15	0.30 ~ 0.50	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.015	11.5 ~ 13.5	≤0.50	≤0.50	—	—	—
1Cr17Ni2 (431)	0.15 ~ 0.20	0.30 ~ 0.50	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.020	15.5 ~ 16.8	1.50 ~ 2.20	≤0.50	—	—	—

续表 13.7-627

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Ti
0Cr18Ni9 (304)	≤0.05	0.2 ~ 0.06	1.40 ~ 1.80	≤0.035	≤0.030	18.0 ~ 19.5	8.0 ~ 9.5	—	≤1.00	≤0.06	—
0Cr18Ni9 (304M)	0.03 ~ 0.05	0.30 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	≤0.035	≤0.030	18.0 ~ 19.2	9.0 ~ 10.0	—	≤1.00	≤0.06	—
0Cr18Ni9Cu2 (304HC)	≤0.05	0.20 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	≤0.035	≤0.030	17.5 ~ 18.5	8.0 ~ 9.5	—	1.00 ~ 3.00	≤0.06	—
0Cr18Ni9Cu3 (304HQ)	≤0.04	0.20 ~ 0.40	0.60 ~ 0.90	≤0.035	≤0.030	17.3 ~ 18.5	9.3 ~ 10.0	—	3.00 ~ 4.00	≤0.03	—
0Cr17Ni12Mo2 (316)	≤0.06	0.30 ~ 0.60	1.40 ~ 1.80	≤0.035	≤0.030	16.5 ~ 17.5	10.5 ~ 13.5	2.00 ~ 2.45	—	≤0.06	—
00Cr17Ni14Mo2 (316L)	≤0.03	0.40 ~ 0.70	0.80 ~ 1.20	≤0.035	≤0.010	17.0 ~ 18.0	12.5 ~ 13.0	2.00 ~ 2.45	—	≤0.03	—
0Cr18Ni12 (305)	≤0.04	0.30 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	≤0.035	≤0.030	17.5 ~ 19.0	11.5 ~ 13.5	—	≤1.00	≤0.06	—
0Cr16Ni18 (384)	≤0.04	0.30 ~ 0.60	1.00 ~ 1.50	≤0.035	≤0.030	15.0 ~ 17.0	17.0 ~ 19.0	—	—	≤0.03	—
0Cr18Ni10Ti (321)	0.04 ~ 0.06	0.20 ~ 0.70	1.00 ~ 1.50	≤0.035	≤0.030	17.2 ~ 19.0	9.50 ~ 10.50	—	—	≤0.03	0.40 ~ 0.70

近年来开发成功的超级奥氏体不锈钢、超级马氏体不锈钢、超级铁素体不锈钢、超级双相不锈钢、马氏体时效不锈钢亦可生产紧固件，可根据具体服役条件进行选用。

(2) 不锈钢在微型轴上的应用

随着家电的普及以及办公自动化的进展，与此相关的摄像机、硬盘、软盘、传真机、复印机等发展十分迅速。与这些产品相关联的微型马达、驱动系统的联结轴类用量相应增大。由于此类轴的小型化及耐磨耐蚀要求，通常采用不锈钢制造。作为机电一体化的重要零件，常常要求耐蚀、高强度，无磁性，因此在不同的使用条件下，选用不同类型的不锈钢。微型轴所使用的不锈钢为马氏体和奥氏体不锈钢，为便于加工和提高加工精度，易切削不锈钢用量较大。通常，对要求无磁性的微型轴使用奥氏体不锈钢，对于要求耐磨性，抗损伤、抗弯性的微型轴使用可热处理硬化的马氏体不锈钢。为使奥氏体不锈钢达到所需硬度，通常以冷加工的方式获得。微型轴所使用的不锈钢的主要特性见表 13.7-628。

表 13.7-628 微型轴所用不锈钢的特性

钢 类	牌 号	硬度 HV0.5	σ_b/MPa	纵弹性系数 /MPa	横弹性系数 /MPa	磁导率 μ	线胀系数(0 ~ 100℃) $/10^{-6}K^{-1}$
马氏体不锈钢	3Cr13	480 ~ 620	1 568 ~ 2 009	205 800	78 400	—	10.4
	Y3Cr13 (含 S)	480 ~ 620	1 568 ~ 2 009	205 800	78 400	—	10.4
	Y3Cr13 (含 Pb)	480 ~ 620	1 568 ~ 2 009	205 800	78 400	—	10.4
	7Cr13Mo	> 630	—	210 700	79 380	—	10.1
	11Cr17	> 650	—	21 560	79 380	—	10.6
奥氏体不锈钢	1Cr18Mn8Ni5N	> 400	> 1 274	196 000	71 540	> 2.5	15.7
	Y1Cr18Ni9	200 ~ 270	519 ~ 784	191 100	68 600	< 1.01	17.3
	Y1Cr18Ni9N	> 350	> 1 078	191 100	68 600	< 1.01	17.3
	0Cr18Ni9	400 ~ 550	1 372 ~ 2 009	191 100	68 600	> 2.5	17.3
	0Cr19Ni9N	200 ~ 350	588 ~ 1 078	191 100	68 600	< 1.01	17.3
	0Cr17Ni12Mo2	200 ~ 350	588 ~ 784	191 100	68 600	< 1.01	16.0
	0Cr18Ni12N	> 400	> 1 372	191 100	68 600	< 1.01	17.0
	0Cr17Mn15Ni2N (日本 TN15MH)	> 500	> 1 715	188 160	68 600	< 1.01	12.6

4.1.18 不锈钢弹簧

(1) 不锈钢在精密弹簧中的应用

在精密弹簧生产中，在有耐蚀性要求的情况下，往往将视线放在黄铜、磷青铜和锌白铜等铜合金等。近年来由于不锈钢的发展，不锈钢精密弹簧的产量已远远超过铜合金，不锈钢精密弹簧不仅具有不锈耐蚀性，同时还可通过冷加工或热处理工艺手段达到不同的强度水平，以满足不同使用条件的要求。此外，不锈钢弹簧成形后不需进行防锈（电镀）二次加工，利于环保和节省成本。

在精密弹簧生产中，所使用的不锈钢包括奥氏体、铁素体、马氏体和沉淀硬化不锈钢。主要牌号：1Cr17Ni7、0Cr18Ni9、3Cr13、17-7PH、0Cr17Ni12Mo2 和 1Cr17。

(2) 不锈钢精密弹簧所用材料的规格和特点

制造不锈钢精密弹簧所使用的不锈钢材规格为带材和细丝。在带材中，厚度在 0.5 mm 以下为最多，约占 80%；在丝材中，直径小于 0.5 mm 的产品最多，约占 30%。

奥氏体不锈钢通过冷加工的工艺措施达到所需力学性能指标。马氏体和沉淀硬化不锈钢通过热处理手段达到弹簧所要求的力学性能。对于奥氏体不锈钢冷加工产品再施以300～500℃时效处理可获得更优良的性能。

4.1.19 不锈钢金属网

不锈钢金属网广泛用于各种工业过滤、分离、干燥机、运输网袋、除尘网等。随着人民生活水平的提高，美观耐用的窗纱网已在经济发达的沿海地区得到普遍应用。此外在军事和高科技领域，不锈钢金属网布用作防弹背心、电缆屏蔽网以及电子对撞机等，已成为这些领域的必选材料。

金属网用不锈钢材料主要集中于0Cr18Ni9和0Cr17Ni12Mo2两个牌号，对于直径较细的产品，以使用0Cr17Ni12Mo2和0Cr19Ni13Mo3为宜。作为耐热部件使用，选用0Cr25Ni20、25-20Si2和2Cr25N。

4.2 不锈钢的合理选择

由于不锈钢类型多，列人标准的牌号多，同时尚有大量广泛使用的非标准牌号，这些牌号性能各异，因此恰如其分地选择适用的不锈钢牌号的难度很大。它涉及到材料学、腐蚀学以及工程学等多种学科的专门知识，除此以外，工程经验是合理选用不锈钢不可缺少的重要条件。

4.2.1 合理选用不锈钢的必备条件和制约因素

(1) 必备条件

对不锈钢部件或设备用材的合理选择应必备下述条件和学科知识。

1) 服役条件　不锈钢部件或设备的服役条件包括腐蚀介质成分、温度、压力、受力状态、预期寿命等，是选择适用不锈钢的先决条件。充分了解部件的使用条件，是合理选择不锈钢必备的首要条件。

2) 深入了解不锈钢性能和相关数据　应根据部件或设备的工作条件选择不锈钢材料，选材者应对各类不锈钢的性能、限制其使用的环境因素，是否易于购得等知识有较全面的了解，方能有针对性地进行选择。

3) 工程实践经验　同类服役条件下，不锈钢材料的实际使用经验是合理选材的重要依据，应特别予以重视。

4) 模拟试验数据　在许多腐蚀环境下，在没有实际使用经验的条件下，实验室模拟试验数据或现场挂片数据往往是合理选用不锈钢材料的关键数据。

(2) 合理选择不锈钢的相关因素

不锈钢的力学性能，耐蚀性，物理性能和工艺性能等材料因素和材料的使用条件，包括温度、腐蚀介质成分、受力状态、预期使用寿命等服役条件是制约不锈钢选用时必须认真考虑的两大决定因素。

1) 与材料性能相关的材料因素

不锈钢的耐蚀性、力学性能、物理性能、工艺性能是材料的本质所决定的，是不锈钢的内在性能，它们决定了一个材料的应用范围。

① 耐蚀性　耐蚀性包括不锈性和在酸、碱、盐等腐蚀介质中的耐均匀腐蚀和耐局部腐蚀性能以及在高温下耐氧化、抗硫化、氯化和氟化的性能。

作为耐蚀结构材料，耐蚀性是决定是否选用的重要指标，如果钢的耐蚀性不能满足使用要求，其他性能无论如何优越，也不能予以考虑。

在仅仅是均匀腐蚀的环境下，目前可以遵循的是耐蚀性的10级标准，见表13.7-629。

究竟选用哪种耐蚀等级的牌号，要考虑设备的制造难易程度、维修是否方便、预期使用寿命、由此设备所生产的产品质量要求（杂质、颜色、纯度）以及价格等诸多因素。通常，对使用过程中要求与环境介质接触的部分具有光洁镜面或尺寸精密的仪表以及对腐蚀产物污染有严格限制的设备和部件，可选择具有1～3级耐蚀标准的牌号；对要求密切配合，长期不漏和使用寿命长的使用条件，可选用2～5级耐蚀性的材料；对于检修方便易于更换的设备和部件可选用具有4～7级的耐蚀材料。对于年腐蚀率超过1 mm的材料，除特殊情况外，应不予以选用。必须强调的是：在实际运行中，往往不是单一的均匀腐蚀，可能会存在应力腐蚀、点腐蚀、缝隙腐蚀和腐蚀疲劳等腐蚀形式出现，在腐蚀介质条件不能改变或无法加以控制的条件下，在选择材料时应一并考虑。

表 13.7-629　不锈钢和合金耐蚀性的10级标准

耐蚀性类别	腐蚀率速度/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	等　级
Ⅰ完全耐蚀	<0.001	1
Ⅱ很耐蚀	0.001～0.005 0.005～0.01	2 3
Ⅲ耐蚀	0.01～0.05 0.05～0.10	4 5
Ⅳ尚耐蚀	0.1～0.5 0.5～0.1	6 7
Ⅴ欠耐蚀	1.0～5.0 5.0～10.0	8 9
Ⅵ不耐蚀	>10.0	10

② 力学性能　力学性能包括强度、硬度、塑性、冲击韧性、疲劳性能和断裂力学性能。这些性能是作为结构材料选择时必须考虑的因素，也可以认为是合理选择不锈钢的基础。

不锈钢的力学性能受测定条件的强烈影响，例如温度、介质的腐蚀程度、中子辐照等都将使在常规条件下所得到的数值出现显著变化，因此在使用常规数据时应考虑性能指标的变化。

在特定的使用条件下，常常是某一力学性能指标起主导作用，例如量具、刀具、医疗器械等，需优先考虑钢的硬度。在交变载荷作用下，钢的疲劳性能就成为主要选材依据，在承受冲击载荷或在低温下使用，钢的韧性和脆性转变温度是合理选择材料的最关键指标。

③ 物理性能　钢的弹性模量，线胀系数、磁性、热导率等物理性能，在某些应用场合成为不可忽视的选择依据，如果要求无磁性，仅限于选择奥氏体不锈钢。对于制造容器、塔、槽等设备衬里的不锈钢，钢的线胀系数就十分重要；对于制造热交换器的不锈钢，线胀系数和热导率就成为选择的重要条件，尤其是在与异种钢焊接时其线胀系数就更加重要。

④ 工艺性能　钢的焊接性，冷成形性能等是某些应用中特别重要的工艺性能指标。例如，冷成形性能是深拉和胀形成形作业的关键指标，铁素体不锈钢的 $\bar{n}$、$\bar{r}$ 值、奥氏体不锈钢的伸长率将成为选择适用不锈钢的主要考虑因素。深拉成形用薄板的生产企业，为满足这种需要，应在钢的成分控制、工艺调整等方面保证最终成品的冷成形性能。

2) 服役条件

不锈钢设备和部件的工作条件，包括环境温度、腐蚀介质成分、受力状态、对磁性的限制、是否遭受中子辐照等服役条件构成了合理选择不锈钢的外在因素，所选用的不锈钢必须与外界条件相适应。

4.2.2 选择不锈钢的方法和步骤

通常，将材料的工作条件、钢的基本性能以及相关的使用经验三者统筹权衡后初选可用钢种，在没有实际使用经验可借鉴的情况下，对初选材料进行模拟试验或现场挂片试

验，根据这些试验结果作出最终选择，对某些特别重要的用途，需进行模拟体试验方可作出选材结论。

合理选择不锈钢的程序可按图 13.7-716 进行。

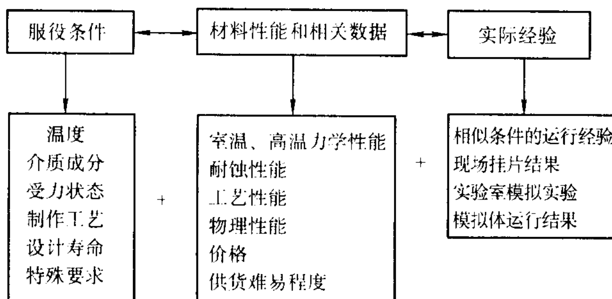


图 13.7-716 选择不锈钢的主要程序

在上述程序中，服役条件是决定选用不锈钢类别的主导因素。服役温度如果在低温，就不宜选用铁素体不锈钢和双相不锈钢，在 300～500℃长期运行，也不宜选用双相不锈钢和常规中高铬铁素体不锈钢。如果要求无磁，仅能选择奥氏体不锈钢；在要求高强度，高硬度的设备部件中，马氏体和沉淀硬化不锈钢是惟一的选择；在既要求具有高的强度又要求具有无磁性的部件，只能选择奥氏体型沉淀硬化不锈钢或冷加工硬化的奥氏体不锈钢。

在钢类确定之后，可根据设备或部件对各种性能的要求，选用相适应的不锈钢牌号。通常都能选到合适的牌号，当无相应牌号可选择时，只能在耐蚀合金中选择或者研究新的不锈钢牌号。

4.2.3 耐均匀腐蚀不锈钢的选择

在均匀腐蚀为主导的腐蚀环境中，选用不锈钢的主要依据是钢均匀腐蚀率，按预期寿命计算材料的截面厚度，留出一定的腐蚀裕度确定材料的最终截面尺寸。在选择材料时，由于有可能产生局部腐蚀，因此，应该将可能发生的局部腐蚀问题一并加入考虑。

(1) 在大气环境中不锈钢的选择

大气的浸蚀程度随大气的污染程度、潮湿程度而增加。按所处地理环境，大气可区分为乡村大气（无污染）、工业大气（污染大气）、城市无污染大气和海洋大气。

乡村大气，除潮湿程度影响其腐蚀性外，通常腐蚀较弱，Cr13 型（0Cr13、1Cr13、2Cr13、3Cr13、3Cr13Mo）和 Cr17 型（0Cr17、0Cr17Ti、00Cr17、00Cr17Ti）具有足够的耐蚀性。

工业大气，一般指工业区周围的大气，除潮湿外，常常含有 SO_2、H_2S、NH_3、NO_2 以及 CO_2，Cl_2 等加剧腐蚀的污染成分，同时还含有悬浮颗粒、灰尘等固体颗粒。当这些物质吸附到钢的表面上，遇到水或潮气时，可形成 Cl^-，H_2SO_4 等腐蚀性极强的物质，而颗粒物黏附在表面，与接触面形成缝隙。这些因素改变了大气的腐蚀形式，将对不锈钢构成严重的腐蚀。因此在工业大气环境中，处于室内仍可选用 Cr13 型或 Cr17 型不锈钢，而在室外，若选用 Cr17 型铁素体不锈钢，为保持长期使用，必须经常对表面进行清洗，去除黏附物。含钼的 Cr17 型铁素体不锈钢将具有更佳的使用性能。在含有 Cl_2，H_2S、SO_2 等严重污染的工业大气中，尽管 18-8 型奥氏体不锈钢可用，但最理想的选择应该是含钼的 0Cr17Ni12 不锈钢。长期使用表明，1Cr17Ni7 钢制造的火车客车车厢，0Cr18Ni9 钢的豪华建筑物的外装饰和屋顶，0Cr17Ni12Mo2 钢的外装饰和屋顶，高纯铁素体不锈钢 00Cr29Mo4 的屋顶等，经过 70 年的使用仍光亮如初，保持了良好的使用状态。不管是使用哪种不锈钢，经常保持表面清洁状态，都有利于保持良好使用状态和延长使用寿命。

海洋大气既潮湿又含有 NaCl 等氯化物粒子，Cl^- 离子的腐蚀问题显得更加突出，对点蚀、缝隙腐蚀问题要予以特别重视。在这种环境中，含钼的奥氏体不锈钢、耐点蚀的双相不锈钢，含钼的高纯铁素不锈钢是一类较理想的材料。例如 0Cr17Ni12Mo2 钢屋顶、栏杆，00Cr29Mo4 钢屋顶，00Cr22Ni5Mo3N 钢栏杆等均得到了成功的应用。在这些材料中 0Cr17Ni12Mo2 钢的应用最广泛，在对强度有较高要求时，以选用双相钢为好。

在大气中应用时，要特别注意气温的变化；在高寒地区应用时，不宜选择铁素体不锈钢和双相不锈钢。

(2) 在高压氢中不锈钢的选择

高压氢是指其压力大于 15 MPa 的氢环境。在高压氢中，某些结构材料将变脆，有可能突然失效或延迟断裂，在工程应用中将造成严重事故，不仅造成设备破坏并可危及人员生命，因此这类材料的选择应十分慎重。

1）在氢中不锈钢的性能变化

在高压氢或充氢条件，钢的强度和塑性将发生变化，通常以下述公式进行表述。

$$性能降低率 = \frac{在\ He\ 中性能 - 在\ H_2\ 中性能}{在\ He\ 中性能}$$

在高压氢中，一些不锈钢的性能变化结果见表 13.7-630、表 13.7-631 和图 13.7-717。

表 13.7-630 马氏体不锈钢、沉淀硬化不锈钢和铁素体不锈钢在高压氢中力学性能的变化

牌　号	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b 降低百分数/%		ψ 降低百分数/%	
		光滑样	缺口样	光滑样	缺口样
410（1Cr13）	1 325	21	78	80	73
440C（9Cr18Mo）	1 625	60	50	～100	～100
17-7PH	1 035	8	70	94	60
430（1Cr17）		—	32	42	69

注：H_2 的压力为 69 MPa。

表 13.7-631 奥氏体不锈钢在高压氢中力学性能的变化

牌　号	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b 降低百分数/%		ψ 降低百分数/%	
		光滑样	缺口样	光滑样	缺口样
304L 00Cr18Ni10	200	11	13	59	52
305 1Cr18Ni12	350①	3	11	4	11
309S 0Cr23Ni13	220	0	2	0	0
316 0Cr17Ni12Mo2	215	0	0	0	0
321 0Cr18Ni10Ti	220	0	12	10	64
347 0Cr18Ni11Nb	460①	0	9	0	9

① 321、347 在 34.5 MPa 压力的 H_2 中，其余为 69 MPa 的 H_2，305 和 347 为冷变形材料。

上述的试验结果表明，在高压氢中奥氏体不锈钢具有良好的性能，而马氏体不锈钢、沉淀硬化不锈钢、铁素体不锈钢不具备使用价值。

奥氏体不锈钢形变处理既可以提高强度又可增加抗氢能力，经高能快速锤锻的（1 090～1 200 K）304L（00Cr18Ni10）钢的屈服强度可由 200 MPa 提高到 520 MPa，其抗氢能力显著提高，由抗氢能力较差转变成可用，00Cr18Ni10 钢和 0Cr21Ni6Mn9N

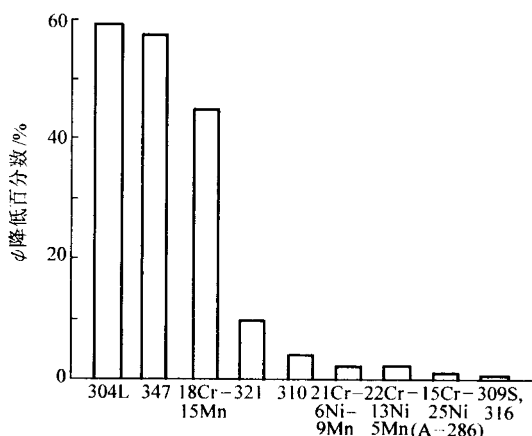


图 13.7-717　经退火的奥氏体不锈钢在高压 H_2 中断面收缩率降低状况（光滑试样）

钢经高能快速锤锻造后的抗氢性能改善效果如图 13.7-718 所示。

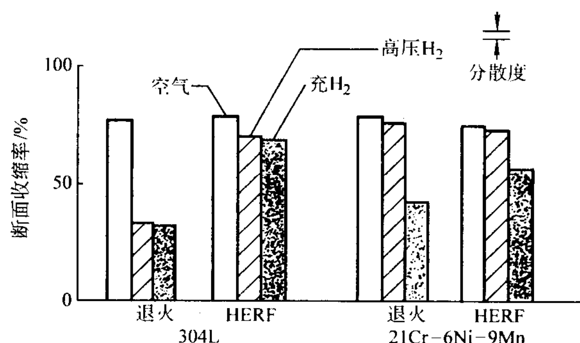


图 13.7-718　00Cr18Ni10 钢和 0Cr21Ni6Mn9N（Nitronic 40）钢经高能锤快锻（HERF）后抗氢性能的改善

锻造温度范围：817～927℃；高压 H_2 的压力为 69 MPa；充氢为 24 MPa，温度为 475 K（202℃），时间为 14 天

2）在高压氢中不锈钢的选择

根据不锈钢在高压氢中的性能变化特点和受损程度，可对用于不同条件下的高压氢中的不锈钢结构材料进行选择。与高压氢相关的设备，主要是氢的输送和储存，涉及到实验室用气输送系统和火箭发动机燃料储存和使用系统，其安全性是非常重要的。根据使用条件，可将在高压氢中应用的不锈钢区分为结构件和非结构件。

作为在高压氢中应用的不锈钢结构件，主要应选择 00Cr18Ni10 钢，0Cr18Ni9 钢，最安全的材料是 0Cr17Ni12Mo2 钢。在氢中应用的材料应具有高的洁净度，理想的冶炼工艺是真空感应炉冶炼和真空自耗的双真空工艺。当遇到要求屈服强度大于 200～250 MPa 的使用条件，通常的 18-8 型奥氏体不锈钢不能满足要求，可采用形变热处理使奥氏体不锈钢的强度提高或者选用 Cr-Ni-Mn-N 高强奥氏体不锈钢。

由于奥氏体不锈钢的良好抗氢能力，使其成为重要的抗氢材料，因其价格高、强度低，常常用于输送管道和加氢反应器的衬里材料。可以采用堆焊，亦可采用板材衬里。0Cr18Ni11Nb 钢和 0Cr23Ni3 钢是经常使用的堆焊材料。在采用薄板衬里时，不要使结合面黏合太紧密或者留出逸氢孔，通常 0Cr18Ni9、0Cr17Ni12Mo2、0Cr23Ni13、0Cr21Ni6Mo9N 钢等应用较为普遍，可根据实际应用的相关条件进行选择。

（3）在水介质中不锈钢的选择

高纯水、淡水、半咸水和海水是广为应用的水介质。这些水的区别在于其含盐量不同。高纯水不含盐，一般 $Cl^- \leqslant 0.01\times10^{-6}$；淡水中含盐量低于 0.05%；半咸水含盐量大于 0.05%，但低于海水；海水含盐量在 3%～3.5% 范围内波动。

不锈钢在水介质中的腐蚀破坏形式不是均匀腐蚀，而是应力腐蚀、点腐蚀和缝隙腐蚀，其腐蚀程度取决于水的温度、流动速度和 Cl^- 的浓集程度。

高纯水主要应用于核工业，在沸水堆和压水堆中，高纯水既是冷却介质又是工作介质。高纯水中，氯和氧含量均很低（$Cl^- \leqslant 0.01\times10^{-6}$，$[O] \leqslant 0.01\times10^{-6}$），在此介质中，不锈钢的腐蚀率很低（≤0.01 mm/a），因此，在反应堆中，不锈钢已成为主要结构材料。可选择 0Cr18Ni9、00Cr18Ni10、0Cr17Ni12Mo2、00Cr17Ni14Mo2、0Cr18Ni10Ti 等钢作为堆内结构材料和相关设备的结构材料。为克服在沸水堆中的晶间应力腐蚀破裂问题，控氮的奥氏体不锈钢 304NG，316NG 已取代 0Cr18Ni9 钢和 0Cr17Ni12Mo2 钢制作沸水堆，压水堆堆内构件和相关的管路或主管道。

反应堆的高强、耐磨部件，例如控制棒驱动机构可选择 00Cr13Ni5Mo 钢和 17-4PH 钢等。

压水堆蒸发器隔板可选用 0Cr13Al（AISI405）钢，反应堆乏燃料的储存和安全棒可选用含硼奥氏体不锈钢，例如 0Cr18Ni9B（304B）钢。

淡水在工业中应用称为工业水，由于淡水含有少量的 Cl^- 和饱和氧以及其他杂质，尽管其腐蚀性较纯水苛刻，但对不锈钢不构成威胁，因此与工业水接触的设备和部件可选用 Cr13 型、Cr17 型和 18-8 型 3 类不锈钢，可根据使用条件的不同作出合理选择。在工业应用中各种换热设备，例如蒸发器、冷却器、冷凝器、热交换器等，可选用 0Cr18Ni10Ti、0Cr18Ni9、00Cr18Ni10、0Cr17Ni12Mo2、00Cr17Ni14Mo2 钢。亦可选用具有良好导热性的铁素体不锈钢制作板式换热器，主要牌号有 0Cr17Ti、0Cr18Mo2 等。

海水是常遇到的介质，尤其是沿海地区。海水中，不锈钢的主要腐蚀问题是点蚀、缝隙腐蚀和应力腐蚀。其腐蚀程度与海水中的氧含量、氯离子浓度、海水污染程度以及相对流速、海洋生物、海水温度等相关。在通常情况下，在 30℃以下，可选用 0Cr17Ni12Mo2 钢和 0Cr19Ni13Mo3 钢；在 40～50℃的海水中，可选用 00Cr18Ni16Mo5（N）、00Cr20Ni25Mo4.5Cu（N）、00Cr25Ni25Mo5、00Cr20Ni18Mo6CuN、00Cr24Ni22Mo7Mn3CuN、00Cr22Ni17Mn5Mo3N、00Cr22Ni13Mn6Mo2N 钢以及双相不锈钢 00Cr25Ni7Mo3N、00Cr25Ni7Mo3WCuN。一些铁素体不锈钢，例如 00Cr26Mo1、00Cr25Ni4Mo4Ti、00Cr29Mo4Ni2、00Cr30Mo2 等亦可选用。在海水中应用不锈钢时，海水流速应≥1.5 m/s。

（4）在硫酸介质中不锈钢的选择

硫酸对不锈钢的腐蚀，与酸的浓度和温度有关。通常，在纯硫酸中不选择不含钼的 Cr-Ni 奥氏体不锈钢作为结构材料。根据硫酸的腐蚀性和不锈钢的耐蚀性，可按图 13.7-713 划分的区域进行合理选用。通常，0Cr17Ni12Mo2 是在硫酸介质中可应用的最低牌号，一些钼、铜复合的高性能不锈钢仅能用于 80℃以下的各种浓度的硫酸中，在高于 80℃，90% 以下的硫酸中，只能选用镍基或铁镍基耐蚀合金。在高温高浓硫酸（90%～98%）中，高硅（约 6%）并含钼、铜的不锈钢具有优良的耐蚀性。在图 13.7-719 中各区域可选用的不锈钢牌号见表 13.7-632。

当硫酸含有杂质时，将使硫酸的腐蚀性发生变化，因此不能按在纯硫酸中的选材原则进行选择。在含有足够的氧或氧化剂的稀硫酸中，不锈钢的耐蚀性可提高，例如在浓度低于 65% 的硫酸中，不含钼的 18-8 型不锈钢不具备足够的耐蚀性，属不能选用的材料，当含有 ≥5% HNO_3 时，0Cr18Ni9 类钢可以作为耐蚀结构材料使用。在含有 F^-、Cl^- 等卤素离子的硫酸中，其适用材料较同浓度纯硫酸中的合金化程度要高。

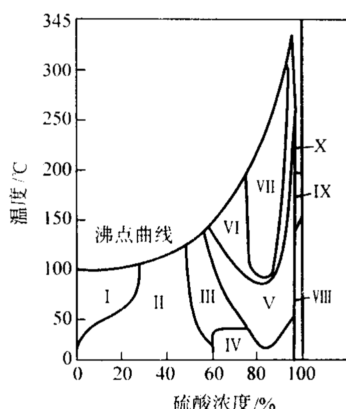


图 13.7-719 不锈钢在硫酸中的等腐蚀图

腐蚀率≤0.5 mm/a

表 13.7-632 在不同浓度的硫酸中不锈钢的选择

区域	选用不锈钢牌号
Ⅰ	0Cr18Ni12Mo2Ti 1Cr18Ni12Mo2Ti（<40℃，无空气） 00Cr17Ni14Mo2 00Cr17Ni14Mo3 00Cr18Ni18Mo5 0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti（<50℃） 00Cr18Ni14Mo2Cu2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti（<80℃） 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2（<80℃） 0Cr12Ni25Mo3Cu3Si2Nb（<80℃）
Ⅱ	00Cr20Ni25Mo4.5Cu 0Cr20Ni29Cu4Mo3（<65℃） 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti（<80℃） 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2（<80℃） 0Cr12Ni25Mo3Cu3Si2Nb（<80℃）
Ⅲ	0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti（<50℃） 00Cr18Ni14Mo2Cu2 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 0Cr12Ni25Mo3Cu3Si2Nb 0Cr20Ni29Cu4Mo3（<65℃） 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti（<65℃） 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2（65℃）
Ⅳ	1Cr18Ni12Mo2Ti 00Cr17Ni14Mo2 00Cr17Ni14Mo3，00Cr18Ni14Mo2Cu2 0Cr18Ni18Mo2Cu2 00Cr18Ni18Mo5 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 0Cr20Ni29Cu4Mo3 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2 0Cr12Ni25Mo3Cu3Si2Nb
Ⅴ	1Cr18Ni11Si4AlTi（<65℃），高 Si（w_{Si}≥6%）不锈钢（≤130℃） 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2（<65℃）
Ⅵ	一般不选用不锈钢，但浓度≥90%，温度≤130℃，可选用含 Mo，Cu 的高 Si（质量分数约 6%）不锈钢。例如，国内专利牌号 SS920
Ⅶ	一般不选用不锈钢，但浓度≥90%，温度≤130℃，可选用含 Mo，Cu 的高 Si（质量分数约 6%）不锈钢。例如，国内专利牌号 SS920
Ⅷ	非合金钢 1Cr18Ni9Ti 0Cr20Ni29Cu4Mo3 0Cr20Ni24Mo23Si3Cu2
Ⅸ	1Cr18Ni9Ti 0Cr20Ni29Cu4Mo3 0Cr20Ni24Mo3Si3Cu2
Ⅹ	不选用不锈钢

在含有矿浆的稀硫酸中（腐蚀），含钼、铜的双相不锈钢是较为适用的材料。在腐蚀较强的硫酸矿浆腐蚀条件下，提高钢的硬度不能解决材料的磨蚀问题，需选择钼、铜复合又具有时效硬化特性的高硬度耐蚀奥氏体不锈钢或铁镍基耐蚀合金。

（5）在硝酸介质中不锈钢的选择

硝酸是一种被广泛应用的化工原料，在生产硝酸或使用硝酸时均会遇到材料的腐蚀问题。硝酸是一种强氧化性酸，即使是稀硝酸也具有使不锈钢产生钝化的能力，各类不锈钢均具有良好的耐蚀性，当硝酸浓度在共沸浓度 68.4% 以上时，一般的 18-8 型奥氏体不锈钢已不能提供满意的耐蚀性，当浓度小于或等于 85% 时，可使用 0Cr25Ni20（Nb）钢，当浓度高于 85% 时，由于硝酸的过氧化作用和单纯含铬的不锈钢过钝化，18-8 型和 Cr25Ni20 型不锈钢将遭到严重腐蚀，需改用高硅不锈钢。

为改善常规不锈钢在硝酸应用中的非敏化态晶间腐蚀问题，于 20 世纪 70 年代发展了极低碳、硅、磷的硝酸级奥氏体不锈钢，例如硝酸级 00Cr19Ni11（(质量分数)：≤0.015% C，≤0.10% Si，≤0.02% P，≤10×10^{-6} B）和 00Cr25Ni20（(质量分数)：≤0.02% C，≤0.20Si，≤0.02% P，≤0.20% Mo）。在沸腾 65% HNO_3 中，固溶态的腐蚀率为 0.06～0.14 mm/a，敏化态为 0.30 mm/a。

当硝酸中含有 Cr^{+6} 时，将加速不锈钢的腐蚀，在这种条件下可选用低硅硝酸级不锈钢和高硅耐浓硝酸腐蚀不锈钢。在不同浓度和温度的硝酸中，不锈钢的选择可参考图 13.7-720 和表 13.7-633。

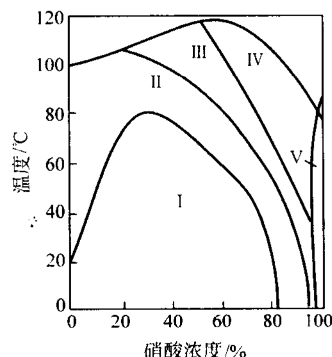


图 13.7-720 不锈钢在硝酸中的等腐蚀图

腐蚀率≤0.1 mm/a

在纯硝酸中，原则上不选用含钼不锈钢，但是，当介质含 Cl^-、F^- 等杂质时，为防止点蚀，常常选用含钼的不锈钢，Cl^- 浓度愈高，所选用的不锈钢的铬、钼含量亦愈高。

（6）在磷酸介质中不锈钢的选择

在不含杂质的纯磷酸中，常用不锈钢均具有可用的耐蚀性，可根据酸的浓度和温度进行合理选择，示于图 13.7-721 和表 13.7-634。

表 13.7-633 图 13.7-720 中各区域可选用的不锈钢牌号

区域	不锈钢牌号
Ⅰ	0Cr13，1Cr13 0Cr13Si4NbRE 1Cr17Ti，00Cr17Ti，1Cr17 0Cr17NiAl 1Cr18Ni9Ti，0Cr19Ni9，0Cr18Ni11Ti，00Cr18Ni10 1Cr18Mn8Ni5N， 00Cr25Ni20Nb，不含 Mo 的 Cr-Ni 双相不锈钢
Ⅱ	0Cr13Si4NbRE（≤80℃） 0Cr17Ti，00Cr17Ti，1Cr17 0Cr17Ni7Al，0Cr17Ni4Cu4Nb 1Cr18Ni9Ti，0Cr18Ni11Ti，00Cr19Ni10，0Cr19Ni9 1Cr18Mn8Ni5N 00Cr25Ni20Nb，不含 Mo 的 Cr-Ni 双相不锈钢 1Cr18Ni11Si4AlTi
Ⅲ	0Cr13Si4NbRE（≤80℃） 1Cr18Ni9Ti，0Cr18Ni11Ti，0Cr19Ni9，00Cr19Ni10 1Cr25Ni 1Cr18Ni11Si4AlTi，00Cr17Ni14Si4Ti，含 Si≥5%～6%的不锈钢 00Cr25Ni20Nb，不含 Mo 的 Cr-Ni 双相不锈钢
Ⅳ	0Cr13Si4NbRE（≤50℃） 1Cr18Ni11Si4AlTi（≤50℃），00Cr17Ni14Si4Ti（Nb），含 Si≥5%～6%的 Cr-Ni 不锈钢 00Cr25Ni20Nb（≤80℃）
Ⅴ	0Cr13Si4NbRE（≤50℃） 1Cr18Ni11Si4AlTi（≤50℃），00Cr17Ni14Si4Ti（Nb），含 Si≥5%～6%的 Cr-Ni 不锈钢

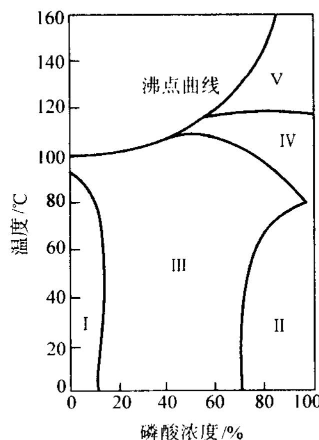


图 13.7-721 不锈钢在磷酸中的等腐蚀图

腐蚀率≤0.1 mm/a

表 13.7-634 图 13.7-721 中各区域不锈钢的选择

区域	选用不锈钢牌号
Ⅰ	1Cr13 1Cr17Ti 1Cr18Ni9Ti，00Cr18Ni10，0Cr19Ni9 1Cr18Ni12Mo2Ti，0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2 1Cr18Ni12Mo3Ti，0Cr19Ni13Mo3，00Cr17Ni14Mo3 00Cr18Ni16Mo5（N） 00Cr18Ni14Mo2Cu2 00Cr18Ni18Mo2Cu2Ti 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti 00Cr20Ni25Mo4.5Cu

续表 13.7-634

区域	选用不锈钢牌号
Ⅱ	1Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni12Mo2Ti，00Cr17Ni14Mo2 0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti，00Cr17Ni14Mo2Cu2 00Cr17Ni14Mo3，00Cr18Ni18Mo5 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti，00Cr27Ni31Mo3Cu，00Cr26Ni35Mo3CuTi
Ⅲ	1Cr13 1Cr17Ni2 1Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni12Mo2Ti 00Cr17Ni14Mo2 00Cr18Ni18Mo5 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 00Cr18Ni14Mo2Cu2 0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti 0Cr23Ni28Mo3Cu3Ti 00Cr26Ni35Mo3CuTi，00Cr27Ni31Mo3Cu
Ⅳ	0Cr18Ni12Mo2Ti，00Cr17Ni14Mo2 0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti，00Cr18Ni14Mo2Cu2 00Cr18Ni18Mo5 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 0Cr20Ni25Mo3Cu2，00Cr26Ni35Mo3CuTi，00Cr27Ni31Mo3Cu
Ⅴ	不能选用不锈钢

在磷肥生产中，广泛使用价格便宜的湿法磷酸，这种磷酸含有 F^-、Cl^-、SO_4^{2-}、Fe^{3+}、Al^{3+}、Mg^{2+} 等，除 Fe^{3+} 外均有加速不锈钢腐蚀的作用，其中 Cl^-、F^- 尤为强烈。大量的研究表明，在湿法磷酸环境中，高铬、钼的奥氏体不锈钢较为适用。在实际生产中，湿法磷酸中的 F^- 约为0.5%，氯离子的含量却在较大范围内变动。因此湿法磷酸中的耐蚀材料选择主要受介质温度和 Cl^- 含量的控制。在 90℃，含 $100\times10^{-6}Cl^-$ 的湿法磷酸中，含质量分数为 2%～4% Mo 的 0Cr17Ni12Mo2、00Cr17Ni14Mo2、0Cr19Ni13Mo3、00Cr19Ni13Mo3 钢的腐蚀率为 0.15 mm/a，属可用范围，如图 13.7-722 所示。随温度的提高和介质中 Cl^- 含量的增加，此类不锈钢已不具备足够耐蚀性。一些材料在湿法磷酸中选择与介质 Cl^- 含量的关系见表 13.7-635。

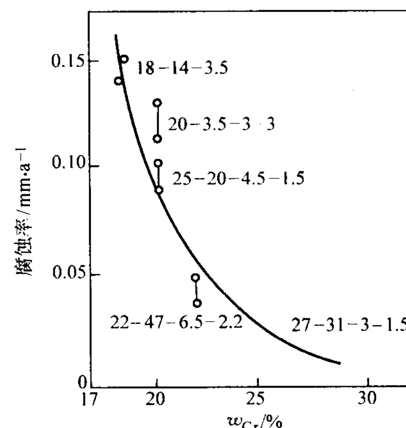


图 13.7-722 不同铬含量的钢在湿法磷酸中的耐蚀性

（介质：90℃，43.4%P_2O_5－1.7%F^-－$100\times10^{-6}Cl^-$－3.5%SO_4^{2-}－0.6%Fe^{3+}－0.8%Al^{3+}－0.4%Hg^{2+}－1.0%SiO_2）图中数字为 Cr－Ni－Mo 或 Cr－Ni－Mo－Cu 的质量分数（%）

高铬并含钼的材料（00Cr27Ni31Mo4Cu、00Cr26Ni35Mo3Cu）已在湿法磷酸浓缩蒸发热交换器中获得成功应用，可取代早

表 13.7-635　在 100℃，70% H_3PO_4 - 4% H_2SO_4 - 0.5% F^- - 0.45% Fe^{3+} 中所选用合金与介质中 Cl^- 含量的关系

介质中 Cl^- 含量（质量分数）/10^5	适用合金牌号
< 100	0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti（Incoloy825）
100 ~ 150	0Cr20Ni34Mo3Cu3Nb（Carpenter20cb - 3）
150 ~ 180	00Cr20Ni25Mo4.5Cu（2RK - 65）
180 ~ 750	00Cr27Ni31Mo4Cu（Sanicro - 28） 00Cr26Ni35Mo3Cu（新 1 号 A）

期使用的易损坏的石墨热交换设备。近期的研究结果表明，高铬铁素体不锈钢和高铬双相不锈钢具有潜在的应用价值。

湿法磷酸的腐蚀性随矿源不同而有较大区别，选材的主要依据应该是现场挂片的试验结果，因此对一些实际腐蚀试验应予以足够的重视，以使所选用的材料更适用、更经济合理。

（7）在醋酸、甲酸中不锈钢的选择

醋酸是一种应用广泛的有机合成化工原料。纯醋酸对不锈钢的腐蚀轻微，Cr17 型铁素体不锈钢在 80℃以下的稀醋酸和浓度大于 70% 的浓醋酸中具有足够的耐蚀性；18-8 型 Cr-Ni 奥氏体不锈钢在 50℃以下的浓度≤99% 的醋酸中和在浓度达 100% 的醋酸蒸汽中耐蚀。含钼的 0Cr18Mo2 钢和 0Cr17Ni12Mo2 钢可耐沸腾温度以下任何浓度的醋酸腐蚀，在纯醋酸中适宜不锈钢的选择示于图 13.7-723 和表 13.7-636。

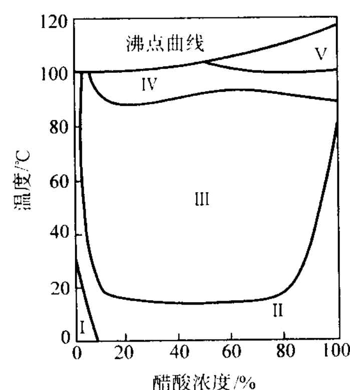


图 13.7-723　不锈钢在醋酸中的等腐蚀图
腐蚀率≤0.1 mm/a

表 13.7-636　图 13.7-717 中各区域不锈钢的选择

区域	选用的不锈钢牌号
Ⅰ	1Cr13 1Cr17Mo2Ti 1Cr18Ni9Ti，0Cr18Ni11Ti，0Cr19Ni9，00Cr19Ni10， 1Cr18Ni12Mo2Ti，0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2
Ⅱ	1Cr17Mo2Ti，0Cr18Mo2 1Cr18Ni9Ti，0Cr18Ni11Ti，0Cr19Ni9，00Cr19Ni10， 1Cr18Ni12Mo2Ti，0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2
Ⅲ	1Cr18Ni9Ti，0Cr18Ni11Ti，0Cr19Ni9，00Cr19Ni10， 1Cr18Ni12Mo2Ti，0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2， 0Cr17Mn14Mo2N
Ⅳ	1Cr18Ni12Mo2Ti，0Cr17Ni12Mo2，00Cr17Ni14Mo2， 0Cr19Ni13Mo3，00Cr17Ni14Mo3，0Cr17Ni12Mo2N， 0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti，00Cr18Ni16Mo5， 00Cr20Ni25Mo4.5Cu
Ⅴ	一般不选不锈钢

当醋酸含有氯离子或含有甲酸时，醋酸的腐蚀性加剧，不含钼的不锈钢已不适用，可根据 Cl^- 含量的高低，选用 0Cr17Ni12Mo2、00Cr17Ni14Mo2、0Cr19Ni13Mo3、00Cr19Ni13Mo3、00Cr18Ni16Mo2、00Cr20Ni25Mo4.5Cu、00Cr25Ni7Mo3N 钢等。在沸腾温度下，在含甲酸的 50% 醋酸中，因 00Cr17Ni14Mo2、00Cr19Ni13Mo3 钢仅可在含 5% 以下的介质中使用，在此浓度以上的醋酸溶液只能选用高性能奥氏体不锈钢、双相不锈钢或者镍基耐蚀合金，如图 13.7-724 所示。

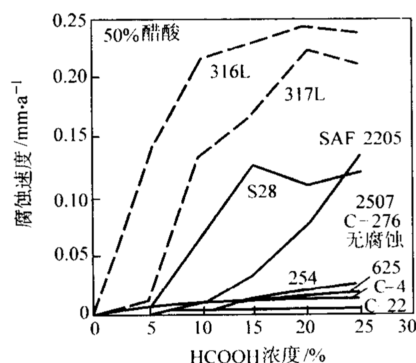


图 13.7-724　在醋酸与甲酸的混酸中（沸腾温度），一些不锈钢和高镍耐蚀合金的耐蚀性

316L 00Cr17Ni14Mo2；317L 00Cr19Ni13Mo3；
S28 00Cr27Ni31Mo4Cu；SAF2205 00Cr22Ni5Mo2N；
254 00Cr20Ni18Mo6CuN；C-4 00Cr16Ni65Mo16；
C-22 00Cr22Ni60Mo13W3；2507 00Cr25Ni7Mo3N；
C-276 00Cr16Ni60Mo16W4

甲酸较醋酸具有较为强烈的腐蚀性，00Cr17Ni14Mo2 钢可在 80℃以下任何浓度的甲酸中使用，高于此温度，只能在高性能奥氏体不锈钢、高铬双相不锈钢中选择，如图 13.7-725 所示。

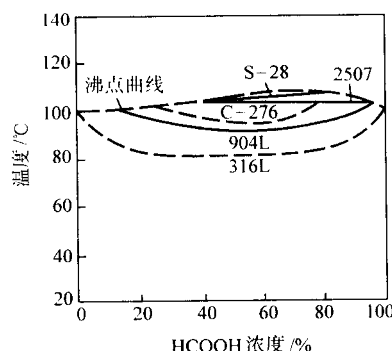


图 13.7-725　几种常用不锈钢和耐蚀合金在甲酸中的等腐蚀图
（腐蚀率 < 0.1 mm/a）

当甲酸含有氯离子时，将加剧不锈钢的腐蚀，如图 13.7-726 所示。在含 2 000 × 10^{-6}（质量分数）Cl^- 的 40% 沸腾甲酸中、耐蚀较好的双相不锈钢 2205 和 2507 的耐蚀性急剧下降，在此条件下只能选择耐蚀性更好的铁镍基或镍基耐蚀合金。

（8）在盐酸、氢氟酸中不锈钢的选择

一般的不锈钢不耐盐酸腐蚀，一些高性能不锈钢仅能在温度较低的稀盐酸中使用，这些高铬、钼奥氏体不锈钢在盐酸的腐蚀情况如图 13.7-727 所示。

氢氟酸与盐酸一样，同属腐蚀性极强的无机酸，不锈钢仅能用于无水氢氟酸和低温低浓度氢氟酸的腐蚀，一些铬、镍、钼复合合金化的高性能奥氏体不锈钢也仅能在较低温度、较低浓度的氢氟酸中使用，如图 13.7-728 所示。

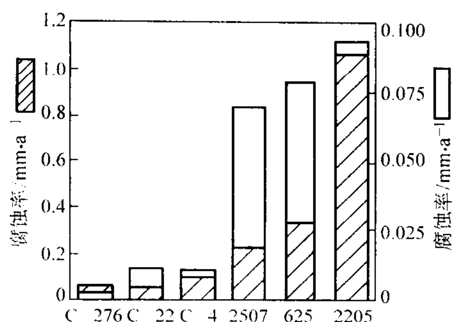


图 13.7-726 在含 2 000×10^{-6}（质量分数）Cl^- 的沸腾甲酸中，材料的耐蚀性

▨ 40% HCCOH；□ 99% HCOOH；
2205 00Cr22Ni5Mo2N；2507 00Cr25Ni7Mo3N；
C-4 00Cr16Ni65Mo16；C-276 00Cr16Ni60Mo16W4；
C-22 00Cr22Ni60Mo13W3

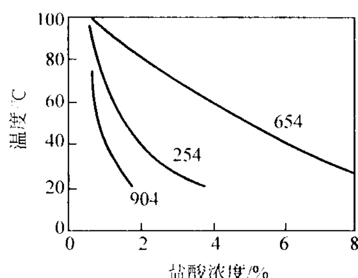


图 13.7-727 几种高牌号 Cr-Ni 奥氏体不锈钢在稀盐酸中的等腐蚀图（腐蚀率为 0.1 mm/a）
654 00Cr24Ni22Mo7Mn3CuN；254 00Cr20Ni18Mo6CuN；
904 00Cr20Ni25Mo4.5Cu

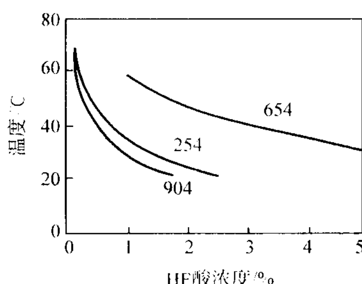


图 13.7-728 几种高牌号 Cr-Ni 奥氏体不锈钢在稀 HF 酸中的等腐蚀图（腐蚀率为 0.1 mm/a）

4.2.4 耐局部腐蚀不锈钢的选择

不锈钢的晶间腐蚀、点蚀、应力腐蚀和腐蚀疲劳等腐蚀类型均属局部腐蚀。由于引起这类腐蚀的机理不同，其解决途径也各不相同。在这些局部腐蚀中以应力腐蚀破坏事故最多，约占总腐蚀事故的 40%～60%，点蚀和缝隙腐蚀事故约占 20%，晶间腐蚀和腐蚀疲劳各占 10%，均匀腐蚀占 10%。因此，合理选择耐局部腐蚀不锈钢已成为耐蚀设备制造和使用的技术关键和难题。

（1）耐晶间腐蚀不锈钢的选择

1）铬镍奥氏体不锈钢敏化态晶间腐蚀

敏化态是指经固溶状态的奥氏体不锈钢在 450～850℃范围受热后其组织发生变化，这种变化后的组织在适当的腐蚀介质中易遭受优先腐蚀，钢的这种状态被称为敏化态，由此而引起的局部腐蚀即敏化态的晶间腐蚀，能产生晶间腐蚀的典型介质见表 13.7-637。

敏化态晶间腐蚀是最早出现的局部腐蚀破坏形式，科研人员经深入研究提出了导致这种现象的贫铬理论并在后续的

表 13.7-637 使 Cr-Ni 奥氏体不锈钢产生晶间腐蚀的常见介质

硝酸	硫酸
硝酸＋盐酸	硫酸＋硝酸
硝酸＋氢氟酸	硫酸＋甲醇
硝酸＋醋酸	硫酸＋硫酸亚铁
硝酸＋氯化物、氟化物	硫酸＋硫酸铵
硝酸＋硝酸盐	硫酸＋硫酸铜
磷酸	硫酸铜
磷酸＋硝酸	硫酸铁＋氢氟酸
磷酸＋硫酸	氢氟酸
甲酸	氯化铁
乳酸	人体液
尿素甲铵液	

试验中得到证实。在 Cr-Ni 奥氏体不锈钢的固溶状态，奥氏体中能溶解质量分数为 0.02%～0.03%的碳，此溶解数量随钢中的镍含量增加而降低。当钢中的碳超过溶解度上限时，碳在钢中便处于过饱和状态，假若在 450～850℃的温度范围内或经过焊接热循环，钢中过饱和的碳就向晶间扩散并与周围的铬形成富铬的 $M_{23}C_6$ 碳化物，由于铬的扩散较慢，来不及补充因形成 $Cr_{23}C_6$ 所损失的铬，使临近碳化物附近区域的铬浓度降低，即形成贫铬区，因 $Cr_{23}C_6$ 是沿晶界析出，当其形成网状时，贫铬区亦呈网状。贫铬区的铬浓度低于在腐蚀介质中耐蚀的临界铬含量时，就产生典型的晶间腐蚀。

在无法采用重新固溶处理的条件下，为避免晶间腐蚀，只能采用耐晶间腐蚀的含稳定化元素（钛、铌）的稳定化奥氏体不锈钢或超低碳（$w_C \leqslant 0.03\%$）奥氏体不锈钢。使用比较普遍和用量较大的牌号为 0Cr18Ni10Ti、0Cr18Ni11Nb、00Cr18Ni10、00Cr17Ni14Mo2 等。

2）铬镍奥氏体不锈钢的非敏化态的晶间腐蚀

铬镍奥氏体不锈钢在不存在含 $Cr_{23}C_6$ 析出的非敏化状态，即固溶状态，在适当的腐蚀介质中出现晶间腐蚀称为非敏态晶间腐蚀。此种腐蚀形式出现在远离焊缝的母材上。目前，在含 Cr^{6+} 的硝酸中，在大于 65%浓度的浓硝酸和发烟硝酸中，在二氧化碳汽提法生产尿素工艺条件下的尿素甲铵环境中均已发现不锈钢的非敏态的晶间腐蚀。

研究形明，产生非敏态晶间腐蚀的根源在于材料中的溶质（杂质）偏聚，即溶质偏聚理论，主要偏聚元素是硅、磷、硼。

耐非敏态晶间腐蚀不锈钢的选择可依据介质条件的不同予以不同对待。在尿素甲铵液环境中，可选用低 P、低 Si 的尿素级不锈钢，如质量分数 P≤0.015%、Si≤0.01%的 00Cr17Ni14Mo2 钢和 00Cr25Ni22Mo2N、00Cr17Ni14Mo2N 钢。

在产生非敏态晶间腐蚀的含 Cr^{6+} 硝酸或浓硝酸中，可选用低 P（质量分数≤0.01%）、低 Si（质量分数＜0.1%）的超低碳奥氏体不锈钢（如 00Cr18Ni10 和 00Cr25Ni20）或选用高硅（质量分数约 4%）的奥氏体不锈钢。当前在这种介质中，高硅不锈钢的用量较大。实践结果表明，在 70%～95%的 HNO_3 中，在不同的温度下可选用不同的高硅不锈钢牌号。

在≤50℃下，可选择 0Cr18Ni11Si4AlTi、00Cr14Ni14Si4 和 00Cr17Ni15Si4Nb 钢。

在≤80℃的介质中可选择 00Cr20Ni24Si4Ti 钢。

在浓度＞95%的硝酸中，≤50℃时可选择 0Cr18Ni11Si4Ti、00Cr14Ni14Si4、00Cr17Ni15Si4Nb 钢。≤80℃时可选择 00Cr20Ni24Si4Ti 钢。

3）铁素体不锈钢的晶间腐蚀

铁素体不锈钢也存在晶间腐蚀倾向。铁素体不锈钢的晶间腐蚀不仅在强腐蚀介质中产生，在弱腐蚀介质（自来水）中亦可出现。敏化后的铁素体不锈钢在750～850℃短时间加热，其晶间腐蚀敏感性可减轻或消除。在750～850℃加热，由于钢中铬仍具有足够的扩散速度向晶界扩散，使在高温冷却时难于避免的贫铬区得以补充，降低了贫铬区的铬贫化程度或使之消失，因此可降低或消除晶间腐蚀倾向。然而在500～700℃的范围内，钢中铬的扩散速度减慢，在短时间内无法使贫铬区消失，贫铬区依然存在，在腐蚀介质中将会出现晶间腐蚀。铁素体不锈钢的晶间腐蚀的本质仍然是贫铬。对于含质量分数为20%Cr的铁素体不锈钢，贫铬区的铬的质量分数可小于5%，甚至可为0%，贫铬区宽度为0.05～0.07μm。

为了防止铁素体不锈钢的晶间腐蚀，可选择含钛、铌稳定化的铁素体不锈钢，对于碳和氮的质量分数之和≤150×10^{-6}的高纯铁素体不锈钢也必须采用这种手段。例如0Cr17Ti钢和00Cr26Mo1Nb钢等。

（2）刀状腐蚀及不锈钢的选择

含钛、铌的稳定化奥氏体不锈钢在焊缝与母材的交界处很窄的区域内产生严重的腐蚀，貌似刀刃，故称“刀状腐蚀”。刀状腐蚀是晶间腐蚀的一种特殊形式，其机理与敏化态晶间腐蚀相同。仅存在于Ti、Nb稳定化的奥氏体不锈钢中，此类钢在焊接时，在与焊缝相邻的高温区内，NbC和TiC溶解于基体中，碳呈过饱和状态，在随后冷却通过450～850℃时，将产生大量的$Cr_{23}C_6$并沿晶界析出而导致晶界铬的贫化，于是在腐蚀介质中出现刀状腐蚀。

解决不锈钢刀状腐蚀的途径，可选择低碳（的质量分数为0.04%～0.06%）或超低碳（的质量分数≤0.03%）奥氏体不锈钢代替稳定化不锈钢或选择低碳（的质量分数约0.05%）的稳定化奥氏体不锈钢。

（3）点蚀及不锈钢的选择

点蚀是在不锈钢表面上局部形成一定深度的小孔或锈斑的一种腐蚀，在其余的大面积区域材料完好，而点蚀处可能形成穿孔，这种腐蚀的危害十分严重。

点蚀易在含Cl^-、Br^-、I^-等卤等离子的介质中产生，常见介质为大气、水、水蒸气、海水，漂白液，各种有机和无机氯化物等。在这些介质中可在室温下出现点蚀，并随温度升高而加速。点蚀的严重程度与介质温度、Cl^-等卤素离子含量、pH值及相对流动速度相关，同时受钢表面非金属类杂物、析出相、位错露头等因素的影响。

在特定介质条件下，不锈钢的点蚀由生核和扩展两个阶段组成。在易产生点蚀的环境中，在不锈钢表面存在缺陷的部位，由于难于钝化或钝化膜遭到破坏，而后再钝化又受到阻止，于是产生优先溶解形成小蚀坑，这种小蚀坑作为孔蚀源，随后溶解下来的金属离子水解生成H^+并使局部蚀坑溶液的pH值下降，加剧了金属的溶解，使孔蚀扩大、加深。加之腐蚀产物覆盖孔蚀坑，使孔坑内的溶液流动困难，蚀坑内pH值进一步降低，Cl^-等产生点蚀的阴离子达到较高的富集程度，使蚀坑加速扩大并向深度方向发展，最终形成点蚀。

不锈钢耐点蚀性能与钢中的Cr、Mo、N有密切关系，经深入研究已建立起表征耐点蚀能力的点蚀当量指数（PRE）与Cr、Mo、N、Mn、S、P的数学关系式：

$$PRE = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + X \times \%N$$

式中的$X=10～30$，常用的系数为16。

在计入Mn、W、P、S的因素后又派生出下列数学关系式：

$$PREMn = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + 30 \times \%N - 1 \times \%Mn$$

$$PREW = \%Cr + 3.3 \times \%(Mo + 0.5W) + 16 \times \%N$$

$$PRE(S+P) = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + 30 \times \%N - 123 \times \%(S+P)$$

上述数学表达式是一种快速判定不锈钢耐点蚀能力的方法，对于选择合适的耐点蚀不锈钢，最有价值的是临界点蚀温度（CPT）与PRE值的关系，根据在氯化物溶液中的试验结果所建立的两者的关系如图13.7-729和图13.7-730所示。这两个关系图均表明，不论是奥氏体不锈钢还是双相不锈钢，两者的关系均呈简单的线性关系，说明这种局部腐蚀是由钢的化学成分所控制，与基体组织结构关系不大。

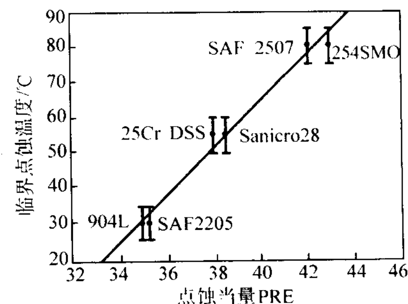


图13.7-729 最常用的双相不锈钢和三种奥氏体不锈钢的PRE值与CPT的关系（CPT根据ASTM G48法测得）

904L 00Cr20Ni25Mo4.5Cu；Sanicro28 00Cr27Ni31Mo3.5Cu
254SMO 00Cr20Ni18Mo6CuN；SAF 2205 00Cr22Ni5Mo3N
25CrDSS 含25%Cr的双相不锈钢；SAF 2507 00Cr25Ni7Mo4N

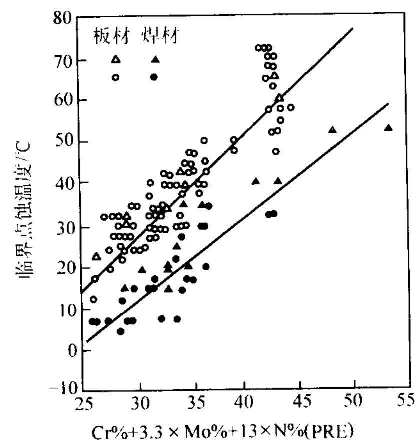


图13.7-730 奥氏体不锈钢耐点蚀当量（PRE）与氯化物介质中临界点蚀温度的关系

图13.7-729和图13.7-730是选择耐氯化物点蚀的重要依据，为慎重起见，在实际介质中的模拟试验十分必要。图中的数据仅仅考虑了钢中主要元素的作用，对于实际应用的钢种的洁净度应有明确的要求，以保证所选材料的实用性。当前，耐点蚀性能比较优秀的材料是一些超级奥氏体不锈钢，超级双相不锈钢和超级铁素体不锈钢，其中奥氏体不锈钢包括00Cr18Ni16Mo5N、00Cr27Ni31Mo4Cu、00Cr20Ni18Mo6CuN、00Cr25Ni25Mo5N、00Cr24Ni22Mo6Mn3CuN、00Cr22Ni17Mo3NNb等；超级双相不锈钢包括00Cr25Ni7Mo3N、00Cr25Ni7Mo3WCuN等；超级铁素体不锈钢包括00Cr26Mo1、00Cr30Mo2、00Cr25Ni4Mo4Ti、00Cr29Ni2Mo4等。

（4）缝隙腐蚀和适用不锈钢的选择

在腐蚀介质中，金属与金属或非金属表面构成非常狭窄的缝隙内产生的一种局部腐蚀现象称为缝隙腐蚀。这类腐蚀常常发生于垫片底面、搭接缝、表面沉积物或海洋生物附着物与金属表面接触区域。

不锈钢的耐缝隙腐蚀能力常以临界缝隙腐蚀温度CCT予以表达。CCT与钢中PRE的关系，对于耐缝隙腐蚀不锈钢的选择具有重要的指导价值，如图13.7-731和图13.7-732所示。

合金元素对钢耐缝隙腐蚀性能的影响与对耐点蚀性能的影响具有一致的规律性，只是 CCT 较 CPT 稍低（见图 13.7-733）。

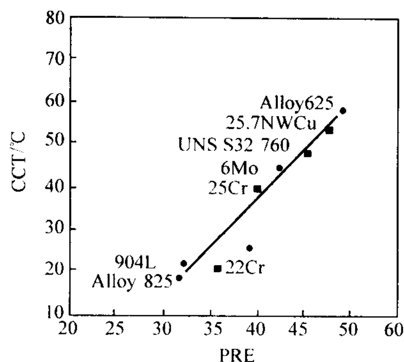


图 13.7-731　有代表性的双相不锈钢和奥氏体不锈钢的 CCT 与 PRE 值的关系

6% $FeCl_3$ 溶液（ASTM G78）*PREN* = Cr + 3.3（Mo + 0.5W）+ 30N 22Cr、25Cr 指 22Cr 和 25Cr 型双相不锈钢，6Mo 指含质量分数为 6% Mo 的奥氏体不锈钢

904L 00Cr20Ni25Mo4.5Cu；UNS S32760 00Cr25Ni7Mo3.5WCuN

Alloy825 NiCr21Mo3Cu2 合金；25.7NWCu 00Cr27Ni7.5Mo4WCuN（0.3）

Alloy625 NiCr22Mo9 合金

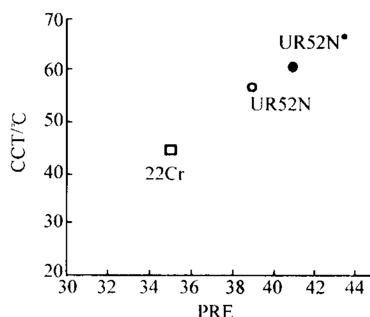


图 13.7-732　几种双相不锈钢的 CCT 与 PRE 值的关系

［3% NaCl，600 mV（SCE）］

UR52N 00Cr25Ni6.5Mo3CuN；UR52N⁺

（超级牌号）00Cr25Ni7Mo3.5CuN

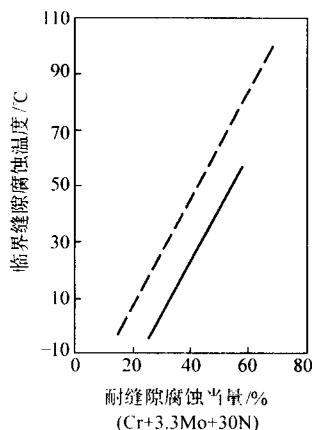


图 13.7-733　奥氏体不锈钢耐缝隙腐蚀当量与在氯化物水介质中临界缝隙腐蚀温度的关系

（　　临界点蚀温度；—— 临界缝隙腐蚀温度）

耐缝隙腐蚀不锈钢的选择和服役环境密切相关，在大气、高纯水和淡水中，当 Cr17 型和 18-8 不锈钢出现缝隙腐蚀时，可选用 00Cr18Mo1、00Cr18Mo2、00Cr17Ni14Mo2、00Cr19Ni13Mo3、00Cr18Ni5Mo3Si2（N）、00Cr22Ni5Mo3N 等钢，一般可满足要求。若仍不满意，可选用 00Cr26Mo1、00Cr25Ni4Mo4、00Cr30-Mo2、00Cr29Ni2Mo4、00Cr29Ni4Mo2、00Cr18Ni16Mn5Mo5（N）、00Cr20Ni25Mo4.5Cu（N）、00Cr20Ni18Mo6N、00Cr24Ni22Mo7N、00Cr22Ni17Mn5Mo3NNb 等钢。

上述的耐缝隙腐蚀不锈钢其耐缝隙腐蚀是相对而言，实际上在不锈钢范畴内，对缝隙腐蚀完全免疫的牌号目前尚未诞生。为解决不锈钢的缝隙腐蚀问题，除选择合适的不锈钢外，在设计和使用中应尽量避免缝隙的产生。

（5）应力腐蚀破裂及耐应力腐蚀不锈钢的选择

应力腐蚀破裂（SCC）是一种最多的局部腐蚀破坏形式。应力腐蚀是在静拉伸应力状态下，在某些特定介质环境中产生的一种腐蚀破坏类型。通常认为，当金属－环境体系达到某种临界状态时便会产生 SCC。这些状态可区分为工作介质的环境因素（电位、pH 值、杂质浓度、温度、压力等）、受力状态（应力、应力强度因子、应变速率等）和材料的冶金因素（局部微观化学、形变特点、屈服强度、洁净度、化学成分等），这三者必须共存，才能产生这种腐蚀破坏。

按裂纹的微观形貌可将 SCC 分成穿晶型 SCC，晶间型 SCC、穿晶＋晶间混合型 SCC。按其生成的介质可区分高浓氯化物（$MgCl_2$、$CaCl_2$、NaCl）、含 Cl^- 水溶液，连多硫酸和苛性应力腐蚀。

不管哪种 SCC 均与周围环境密切相关，易产生 SCC 的介质条件见表 13.7-638 和表 13.7-639。

表 13.7-638　引起 Cr-Ni 奥氏体不锈钢应力腐蚀的常见介质

序号	介　质
1	各种氯化物或含氯化物的溶液
2	盐水、海水、河水、井水、高温高压水、水蒸气和海洋性大气
3	氢氧化物、例如 KOH、NaOH 的水溶液
4	硝酸和硝酸盐
5	氢氟酸、氟硅酸和含 F^- 的水溶液
6	HNO_3 + HF 和 HNO_3 + HCl + HF 的酸洗液
7	硫化氢水溶液
8	连多硫酸（$H_2S_xO_6$）
9	硫酸和亚硫酸盐

表 13.7-639　引起 Cr-Ni 奥氏体不锈钢晶间型应力腐蚀的介质和条件

介　质	材料的热处理状态	备　注
含 Cl^- 的中性水	敏化态	即使室温下也能产生
含 Cl^- 的高温水	敏化态	例如，在 250～350℃时
含 F^- 的水	敏化态	室温下，仅 $2\times10^{-6}F^-$ 也能产生
硝酸＋Cl^- 的水溶液	敏化态	
海洋和工业大气	敏化态	
连四硫酸钾（$K_2S_4O_6$）	敏化态	水中仅含 2×10^{-6}，室温下亦可产生
连多硫酸	敏化态	室温下亦可产生
仅含氧的高温水	固溶态	例如，288℃ 沸水核反应堆条件下
pH＞10 的碱性高温水	固溶态	当有缝隙存在时
含 NaOH 的高温水	固溶态	例如，316℃ 时的 10% 和 45% NaOH
硫酸＋Cl^- 水溶液	固溶态	在室温下亦可产生

在应力腐蚀环境中，选择一种恰当的不锈钢材料是一件难度较大的事情。一般来说，在高浓氯化物中应选用含镍量高的牌号；在产生晶间 SCC 的环境中可选用钛、铌稳定化、超低碳或控氮奥氏体不锈钢；在含 Cl^- 水溶液中，在 250℃ 以下可选用双相不锈钢、高纯铁素体不锈钢。这仅仅是一个大体选材原则，对于具体问题需具体分析，最好在模拟试验结果基础上进行选择。表 13.7-640 可作为选择时的参考依据。

表 13.7-640 为防止应力腐蚀，不锈钢和合金选择表

序号	介质条件				可考虑选用的不锈钢和合金类型
	种类	沸腾温度	Cl^- 和 OH^- 情况	浓缩或富集条件	
1	高浓氯化物	沸腾温度	高浓 Cl^-	无	高硅 Cr-Ni 不锈钢 铁素体不锈钢 高镍不锈钢和合金
2	含 Cl^- 水溶液	≤60℃	低浓度 Cl^-	无	普通 18-8，18-12-2 不锈钢 Cr18Mo2 铁素体不锈钢 18-5-Mo 等双相不锈钢
		≤60℃	低浓度 Cl^-	有	Cr18Mo2 等铁素体不锈钢 18-5-Mo 等双相不锈钢
		≤60℃	高浓度 Cl^-	有	Cr26Mo1 等铁素体不锈钢 含 w_{Cr}22% ~25%的含 Mo 双相不锈钢 高 Cr，Mo 的高镍不锈钢，例如 Cr20Ni25Mo4.5Cu
		60 ~ 150℃	低浓度 Cl^-	有	Cr18Mo2，Cr26Mo1 等铁素体不锈钢，18-5 和 22-5、25-5 型双相含 Mo 不锈钢，高 Cr、Mo 的高镍不锈钢，例如 Cr20Ni25Mo4.5Cu
		150 ~ 200℃	低浓度 Cl^-	有	Cr18Mo2，Cr26Mo1 等铁素体不锈钢，18-5 和 22-5、25-5 型双相含 Mo 不锈钢，高 Cr、Mo 的高镍不锈钢，例如 Cr20Ni25Mo4.5Cu
		200 ~ 350℃	低浓度 Cl^-	有	Cr20Ni32Fe 等铁-镍基合金 Cr20Ni32Fe 等铁-镍基合金，Cr30Ni60Fe10 等镍基合金
3	$H_2S_xO_6$	室温 室温	无 Cl^- 有 Cl^-	无 有	含 Ti，Nb 的 18-8 不锈钢并经稳定化处理，Cr26Ni32Fe 等铁-镍基合金
4	含 H_2S 水溶液	≥60℃	无	无	18-12-2 型 Cr-Ni 不锈钢
		≥60℃	低浓度 Cl^-	有	18-5-Mo 和 22-5-Mo-N、25-5-Mo-N 型双相不锈钢
		≥60℃	高浓度 Cl^-	有	Cr20Ni25Mo4.5Cu 等高镍不锈钢
		<60℃	高浓度 Cl^-	有	Cr20Ni25Mo4.5Cu 等高镍不锈钢
5	含 NaOH 水溶液	≤120℃	NaOH≤20% 无 Cl^-	无	18-8 或 18-12-2 Cr-Ni 不锈钢
		85℃	NaOH 50% NaCl2.5%	—	超低碳 18-8；Cr26Mo1； Cr25Ni20 不锈钢
		85℃	NaOH15% ~ 25% NaCl10% ~ 15%	—	超低碳 18-8；Cr26Mo1； Cr25Ni20 不锈钢
		140℃	NaOH 45% NaCl 15%	—	Cr26Mo1，Cr30Mo2， 1Cr15Ni75Fe
		300 ~ 350℃	NaOH < 10% 无 Cl^-	—	Cr20Ni32Fe 等铁-镍基合金
		300 ~ 350℃	NaOH > 10% 无 Cl^-	有	1Cr15Ni75Fe、Cr30Ni60Fe10 等合金

(6) 腐蚀疲劳及耐腐蚀疲劳不锈钢的选择

在腐蚀介质和交变应力的共同作用下所引起的不锈钢的破坏称为腐蚀疲劳。除腐蚀特征外，其断口具有与一般机械疲劳相同的特征，其特征明显与否与交变应力大小以及腐蚀介质有关。在大应力下破坏，其疲劳特征明显；在低交变应力强腐蚀介质中其疲劳破坏特征不明显。

耐腐蚀疲劳不锈钢应具有良好的耐点蚀性能和高的强度。因此超级奥氏体不锈钢和高铬、钼、氮含量的双相不锈钢往往成为耐腐蚀疲劳不锈钢的最佳选择。典型牌号有：00Cr20Ni18Mo6CuN、00Cr24Ni22Mo7CuN、00Cr25Ni6Mo2、00Cr25Ni6Mo2N、0Cr25Ni6Ti、0Cr26Ni7Mo2Ti 等。

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第8章　耐　热　钢

耐热钢是指在高温下具有较高强度和良好耐腐蚀性能的特殊钢。按用途可大体分为热强钢和抗氧化钢。按组织可分为珠光体钢、马氏体钢、铁素体钢和奥氏体钢4类。热强钢通常在450～900℃温度下使用。要求既具有良好的抗蠕变、抗破断和抗氧化性能，又能承受周期性的疲劳应力。用于制造石油加氢反应器、内燃机气阀、高压锅炉管及汽轮机、燃汽轮机叶片等。抗氧化钢通常在500～1 200℃（最高可达1 300℃）温度下使用。要求具有较好的抗氧化性或抗高温腐蚀性能，一般情况下承受载荷较低，对抗蠕变和抗蠕变断裂能力要求不高。

随着电站、锅炉和石油化工等行业的发展，对具有热强性和抗氧化性的特殊钢提出了越来越高的要求。20世纪30年代就发现了Mo是提高耐热钢热强性的有效元素。Mo钢的发展实际上是低合金热强钢发展的源头。在低碳钢中加入质量分数为0.5%的Mo可使该钢的工作温度从450℃提高到500℃，经济效益巨大。但该钢有石墨化的问题。为此发展了低合金Cr-Mo钢，其典型钢种是质量分数为2.25Cr-1Mo钢。该钢用于540℃ 13.7 MPa的蒸汽过热器、主蒸汽管道及联箱等，近来也用于钠冷却的快中子堆的蒸汽发生器及先进的高温气冷堆中。为了抑制Cr-Mo钢在长期使用中Mo向碳化物迁移，进一步提高钢的热强性，或在某种程度上节约Mo资源，开发了低合金Cr-Mo-V钢，其典型钢种是前苏联钢种12Cr1MoV。

为进一步提高低合金耐热钢的热强性和抗氧化性，20世纪60年代以来，国内外开展了大量的研究工作，现已研制出多元低合金耐热钢，其工作温度可达600℃，在应用中可替代部分Cr-Ni奥氏体不锈钢。例如我国开发的12Cr2MoWVTiB（102）钢，性能超过了其他国家同类钢的水平，作为过热器管等已在中国200 MW、300 MW、600 MW机组中普遍使用。

中合金耐热钢基本上是和不锈钢同时发展起来的。质量分数为12%Cr钢是中合金耐热钢中最大的家族。该类钢具有较好的综合力学性能、热强性和振动衰减性能，被广泛应用于制造汽轮机叶片等。气阀钢是耐热钢的一个重要分支，是制造发动机的专用材料。最早的气阀钢是20世纪20年代的质量分数为0.4C-12Cr钢。1930年开始使用质量分数为8.5Cr-3Si钢。以后逐渐形成了以Cr-Si为主的马氏体气阀钢，它在600℃以下有良好的热强性和抗氧化性。炉用耐热钢大多属于抗氧化钢，主要分为铁素体和奥氏体型。从20世纪60年代开始，为了节约Ni和Cr，各国竞相开展了经济型铁素体耐热钢的研究。但是，铁素体耐热钢的综合性能较差，应用范围受到一定的限制。在奥氏体型耐热钢方面，我国做了大量的工作，开发了Cr-Mn-N、Cr-Mn-Ni-N、Cr-Ni-N、Fe-Al-Mn和Cr-Mn-Al-Si系耐热钢，取得了显著的成效。

在上述耐热钢领域，世界发达国家应用比较成熟，已经形成了各自的专用标准。我国自20世纪50年代以来，在生产实践中逐渐形成了较完整的耐热钢体系和标准牌号。现有耐热钢棒（GB/T 1221—1992）基础标准和耐热钢板（GB/T 4238—1992）、高压锅炉用钢管及管坯（GB/T 5310—1995）、汽轮机叶片钢（GB/T 8732—2004）、内燃机气阀钢（GB/T 12773—1991）和耐热钢铸件（GB/T 8492—2002）等产品标准，基本满足了我国国民经济发展的需要。常用的耐热钢和耐热合金见表13.8-1。

表13.8-1　机械产品和设备中常用耐热钢及耐热合金牌号

机械产品或设备		耐热钢和耐热合金牌号（1）
锅炉钢管		20g、15CrMog、12MoVWBSiRE、12Cr1MoV、10CrMo910（DIN）、12Cr2MoWVTiB、12Cr3MoVSiTiB、（1Cr9Mo1）、F12
汽轮机、燃气轮机、内燃机	叶片	1Cr11MoV、1Cr12WMoV、（2Cr12WMoNbVb）、ZG1Cr14Ni14Mo2WNb、1Mn18Cr10MoVB、1Cr17Ni13W、1Cr14Ni18W2NbBRE、Cr21Ni72Ti、（1Cr15Ni36W3Ti）、ZG1Cr9Ni60Co15MoTiAl、Cr14Ni70MoWTiAl、Cr14Ni40MoWTiAl、Cr18Ni52Co17MoTiAl、X-40、（Waspaloy）、Udimet 700、In738
	转子	（17CrMo1V）、27Cr2Mo1V、28CrNiMoV、20Cr3MoWV、Cr14Ni26MoTi、（Cr14Ni25Mo）、Cr15Ni35WTi、Cr14Ni35MoWTiAl、Cr15Ni34MoWTiAl
	燃烧室及预燃式喷嘴	1Cr21Ti、Cr20Ni26MoTi、Cr20Ni27MoW、Cr21Ni37MoW、Cr20Ni75、Cr24Ni60W、Cr20Ni44MoW、Hastelloy X、Cr26Ni45MoWCo、S-816
	增压器涡轮	（1Cr11MoV）、4Cr15Ni7Mn7V2MoSi、4Cr12Ni8Mn8MoVNb、3Cr19Ni9WMoNbTi、4Cr14Ni14W2Mo、TL-1、ZGCr15Ni36WTiAl、ZGCr12Ni77MoTiAl
	气阀	4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo、3Cr13Ni7Si2、4Cr14Ni14W2Mo、6Mn20Al5MoVNb、5Cr21Mn9Ni4N、2Cr21Ni12N
紧固件		35CrMo、25Cr2MoV、17CrMo1V、25Cr2Mo1V、20Cr1Mo1V1、20Cr1Mo1VTiB、2Cr12WMoNbVB、1Cr15Ni36W3Ti、（4Cr14Ni14W2Mo）、Cr14Ni25Mo、Waspaloy、M252
炉用构件		（4Cr9Si2）、1Cr25Ti、4Cr22Ni4N、3Cr24Ni7N、3Cr18Mn12Si2N、2Cr20Mn9Ni2Si2N、2Mn18Al5SiMoTi、1Cr18Ni9Ti、1Cr20Ni14Si2、3Cr18Ni25Si2、1Cr23Ni18、1Cr25Ni20Si2
炼油、化工		12Cr2Mo、20Cr2Mo、18Cr3MoWV（20Cr3MoWV）、1Cr5Mo、1Cr6Si2Mo、1Cr9Mo1、（4Cr9Si2）、（1Cr25Ti）、（1Cr18Ni9Ti）、1Cr23Ni13、1Cr25Ni20、（1Cr25Ni20Si2）、Inconel600

（1）耐热钢的分类

按特性和用途来分，耐热钢可分为抗氧化钢和热强钢。抗氧化钢，指高温下有较好的抗氧化性并有适当强度的钢种，多数用来制造炉用零件和热交换器，例如燃气轮机的燃烧室、锅炉吊挂、加热炉底板和辊道等。这些零件实际上处于燃烧产物环境中工作，选材时不仅要考虑到抗氧化性，也要考虑燃气中的硫、钠、钒等化合物对材料的腐蚀作用。热强钢是在高温下具有较好的抗氧化性和耐腐蚀能力且具有较高强度的钢种总称。汽轮机和燃气轮机的转子、叶片、高温工作的汽缸、螺栓、锅炉的过热器、内燃机的进、排气阀属于热强钢。

按组织分类，耐热钢可分为铁素体类和奥氏体类。

1）铁素体类　耐热钢按合金化程度不同，又分为如下几种。

① 低合金珠光体钢　其合金元素总量一般不超过5%（质量分数），在500～600℃有良好的热强性，工艺性好，比较经济，应用广泛。使用得最多的是铬钼钢和铬钼钒钢。

② 马氏体钢　指含铬9%～13%（质量分数）的铬钢，在650℃左右有较好的抗氧化性，这类钢在石油裂化装置、亚临界和超临界火力发电机组上应用广泛。近几年又研制成功了一些新钢种，通过适当降低碳含量，添加强化元素，改善高温强度和可焊性，扩大使用范围。例如，工作温度在620～650℃的锅炉过热器可选用一些马氏体耐热钢。

③ 铁素体钢　含有较高的铬，有时还含有一定量的硅和铝，组织为单相铁素体组织。有很好的抗氧化性和耐腐蚀性，虽然价格比奥氏体钢便宜，但工艺性差，一般都有脆性，用得并不多，通常只制作高温非受力部件。

2）奥氏体类　奥氏体类耐热钢含有较高的镍、锰、钴、氮奥氏体形成元素，在常温下具有奥氏体组织（有时，组织内含有少量的铁素体）。按合金化程度不同，又可分为以下几种。

① 奥氏体钢　有铬镍钢、铬锰氮钢、铬锰镍氮钢等。就其热强性，这种钢只能用在750℃以下。如果用于低应力零件，工作温度可到1 100℃左右。这种钢的组织不很稳定，高温下长期使用易析出脆性相，尤其是σ相。

② 铁镍基合金　合金中的镍含量大体上与铁相当，在700～750℃有较好的强度，但组织稳定性稍差，长期使用易脆化。

③ 镍基合金　具有良好的高温强度和组织稳定性，但价格较贵，主要用于燃气轮机高温零件。

④ 钴基合金　高温性能好，但钴为稀有昂贵金属，故使用不多，多数用作铸造合金，制造燃气轮机高温导向叶片等。

按用途分类，耐热钢分为以下几种。

1）电站锅炉用热强钢　电站锅炉建设需用大量优质热强钢。电站锅炉汽水系统的主要耐热受压部件包括锅筒、锅炉内汽水管道（例如过热器、再热器、水冷壁、省煤气管道等）、锅炉外及电站蒸汽管道（例如集箱、主水冷管道）。

锅筒是锅炉中最重要的受压部件。其作用是实现汽水分离，保证正常的水循环，获得良好的蒸汽品质。锅筒承受水、蒸汽的腐蚀作用和循环热应力作用。因此，对非合金用钢有较高的要求。要求较高的冶炼水平确保钢的洁净度，较高的室温和中温（约500℃）强度，较好的韧性，良好的可焊性和较小的时效敏感性。锅筒用钢分为优质碳素钢和普通低合金钢两大类。优质非合金钢的屈服强度级别不大于265 MPa，适合制作低、中压锅炉的锅筒，在中、小电站上使用。低合金钢中，16Mng钢在20世纪70年代曾作为主力钢种在中压锅炉上使用。14MnMoVg和18MnMoNbg钢多年来用于20万千瓦超高压锅炉的锅筒。但这两种钢厚板的强韧性能波动很大，近年已不再使用。20世纪80年代，我国从美国GE公司引进了亚临界参数30/60万千瓦电站锅炉制造技术。按ASME标准，锅炉的锅筒应使用A299特厚板（203 mm）制造。该钢属于C-Mn钢系，屈服强度295 MPa。锅筒也可使用德国原Thyssen公司的BHW35钢制造，该钢屈服强度392 MPa级，相应板厚可减至156 mm。

锅炉内汽水管道是由不同规格的非合金钢和合金钢经弯管和焊接等加工而成的。其用量约占锅炉用钢总量的三分之一。高压锅炉管钢系的发展分为以下几个阶段：20世纪60～70年代，主要是仿前苏联，钢系为20g→12CrMo→15CrMo→12Cr1MoV→12Cr2MoVTi。70年代由于西德机组的引进，形成新的体系为St.45.9/III→15Mo3→13CrMo44→10CrMo910（12Cr1MoV）→12Cr2MoWVTiB（102）→X20CrMoV121。80年代由于美国机组的引进，形成新的体系为20g→0.5Mo（Ti）→1Cr0.5Mo（T11、T12）→2.25Cr1Mo（T22）→12Cr1MoV→12Cr2MoWVTiB（102）→T91→TP304H、TP347H。过热器是将锅炉饱和蒸汽加热到额定过热蒸汽。它由小口径低合金管制成排管，一般布置在炉膛上部烟气温度较高的区域（约1 200℃）运行时钢管内部承受的温度压力与过热蒸汽参数相同。再热器将汽轮机高压缸排出的蒸汽返回锅炉重新加热，然后再送回汽轮机做功。一般超高压以上锅炉都有再热器装置。再热器由小口径管制成排管，布置在过热器后面烟气温度较高的烟道内。工作压力只有过热器蒸汽的20%，再热蒸汽温度与过热蒸汽温度相近或相同。但管壁承受温度高于过热器，达到600℃以上。过热器和再热器用钢管工作中要求足够的蠕变强度、持久强度和抗氧化性。在强度计算时，以高温持久强度为依据，以蠕变极限为校核，一般持久强度按100 000 h计算。

锅炉外及电站汽水管道主要包括炉外集箱和4大管道。这些集箱和管道都是由不同规格非合金钢和合金钢大口径管经弯管和焊接等加工而成的。其总质量约占锅炉用钢总质量的三分之一强。目前国内外常用钢种为15CrMo、12Cr2Mo、12Cr1MoV、13CrMo44、STPA22、P12、10CrMo910、STPA24、P22和P91等。

2）叶片钢　叶片钢是质量分数为12%Cr和超12%Cr钢中应用最多的一个系列。汽轮机各级叶片用钢和高温用螺栓用钢的性能和冶金质量是决定汽轮机热效率和发电量的重要因素。整个汽轮机的工作性能取决于各级叶片和高温螺栓用钢的钢号和产品质量。使汽轮机报废的常见原因是材料的失效，特别是末级叶片的失效。

0Cr17Ni4Cu4Nb（17-4PH）是美国ArmCo公司于1948年开发的马氏体沉淀硬化不锈耐热钢，2Cr12NiMo1W1V（C422）是美国Crucible Steel Company于20世纪50年代开发的高强不锈耐热钢，1Cr12Mo（AISI403）也是美国开发的马氏体不锈耐热钢。由于这些钢种的强韧性、耐蚀性、耐热性、可焊性、切削性良好，且经过不同热处理可得到不同强韧性的配合，因而在航空、航天、原子能、石油化工、精密机械、燃气轮机与蒸汽轮机等领域均得到广泛应用。

汽轮机叶片是在3 000 r/min高速旋转条件下工作，承受巨大离心力的作用。除要求叶片钢具有较高的屈服强度外，还要求叶片钢中不能存在“发纹”。所谓“发纹”实际上是链状非金属夹杂物经酸洗呈现的“裂纹”。它破坏了金属基体的连续性，是高速旋转件绝对不允许存在的缺陷。因此炼钢时必须注意脱气脱硫，以降低钢中的夹杂物含量，并注意控制钢的凝固速度，以减少夹杂物的聚集和偏析。提高叶片钢的洁净度和均匀性是提高叶片钢质量的关键问题。

12%Cr叶片钢属于马氏体不锈耐热钢。从A_{c1}点以上温度进行冷却时，可能产生过冷奥氏体向马氏体的快速转变，使钢的局部张应力大于钢的抗拉强度而导致开裂。如果采取

缓冷措施，特别是在马氏体转变温度区间内控制冷速，使马氏体的转变量慢慢增加，可以防止开裂。同时注意，缓冷后要及时回火。回火温度一般为680℃左右。另外，高温铁素体也是叶片钢生产过程中应严格控制的一个问题。为避免高温铁素体出现，一般加热温度上限都是1 180℃。

3）气阀钢　内燃机包括汽油机和柴油机，是车船的主要动力。气阀钢的发展是与内燃机的发展密切相关的。20世纪50年代，随着前苏联发动机和汽车的引进，苏联气阀钢也随之引进。主要钢种有40Cr、4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo和4Cr14Ni14W2Mo等。60年代我国设计的红旗轿车也选用了苏联牌号3Cr13Ni7Si2。60～70年代，我国先后研制了Fe-Al-Mn系列无铬马氏体气阀用钢和奥氏体气阀钢。70年代后期，随着国外先进车型的引进，21-4N(5Cr21Mn9Ni4N)、XB、21-4NWNb、21-12N、YA-2B和VMS-513等气阀钢全面引进。也就是在这个时期，我国自己的气阀钢体系初步形成。80年代，21-2N、23-8N、X85CrMoV182、ResisTEL和Inconel751等牌号也相继引进。我国研制的MF811高碳马氏体气阀钢工艺性好，成材率高、成本低，性能优于美国牌号XB（即8Cr20Si2Ni）而与德国牌号X85CrMoV182相当。90年代，为了改变我国机车柴油机高负荷排气阀用钢的落后面貌，我国研制成功了新型气阀合金LF2和LF4。

进气阀工作温度一般低于250℃，排气阀工作温度一般低于850℃。我国车用汽油机大体可以分为以下3类：1）以492汽油机为代表的轻型客车、货车，其进气阀用40Cr钢，排气阀用4Cr9Si2钢和4Cr10Si2Mo钢；2）以6100汽油机为代表的5～6 t中型客车、货车，其进气阀用4Cr9Si2钢，排气阀用21-4N钢；3）轿车和小型客车用汽油机，其进气阀用4Cr10Si2Mo钢，排气阀用21-4N钢或21-4NWNb钢。我国车用柴油机主要用于中型车和重型车。中型车进气阀用4Cr9Si2钢和4Cr10Si2Mo钢，排气阀用4Cr10Si2Mo（气阀锥面堆焊合金）、MF811、X85CrMoV182、21-12N和23-8N钢。重型车进气阀用4Cr9Si2和4Cr10Si2Mo钢，也有用MF811、X85CrMoV182、XB钢，排气阀用21-12N、23-8N、21-4NWNb、4Cr14Ni14W2Mo、ResisTel钢。机车和船舰用高速柴油机的进气阀主要用4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo和4Cr14Ni14W2Mo钢，排气阀用21-12N和4Cr14Ni14W2Mo钢。在引进的机型上用Inconel751和Nimonic80A等。我国研制的LF2和LF4合金在机车上试用，已经安全运行106 km。

现代气阀钢的生产技术具有很强的专业性。冶炼普遍采用"一高三精"和下注钢锭。即高功率电弧炉、精料入炉、精炼技术、精确成分调整。采用的精炼技术有氩-氧转炉脱碳（AOD）、真空吹氧脱碳（VOD）、钢包精炼（LF）、吹氮工艺以及喂丝与喷粉等。制阀一般采用3种工艺，电镦制阀使用直径为5～16 mm的精磨钢棒；热挤压制阀使用直径为15～32 mm的高精度钢棒；锻造制阀使用直径为40～80 mm的磨光轧锻材。大多数气阀钢在室温下强度高、塑性低、易脆，不宜冷拔加工。采用适当热处理，可以改善钢的塑性，而在高温下，钢的塑性比低温时好得多。气门钢的生产正是利用这一特性，采用精轧加精加工。

4）炉用耐热钢　炉用耐热钢广泛应用于石油化工、核能、冶金、机械、建材、轻工等工业部门，作为热交换器、加热炉管、反应罐等多种炉窑中的各种耐热部件。炉用耐热钢用量最大的是板、管及棒材。石油化工的生产过程主要有裂解、汽化、分离、抽提、合成、聚合和缩聚等。管式裂解炉是在炉子中设置一定排列形式的金属管，管内通以裂解原料，管外用液体或气体燃料燃烧所发出的热量来加热管外壁。由于裂解反应温度较高（约为800℃），相应的管材的耐热温度要求在1 000℃以上。20世纪50年代，炉管可耐温800℃，90年代炉用耐热钢已可以在1 070℃下长期工作。以Cr-Mo钢为代表的低合金耐热钢主要用于低压和600℃以下工作的加热管。以18Cr-8Ni为代表的奥氏体不锈耐热钢广泛用于800℃以下工作的受热部件。受热温度在800℃以上，则采用不锈耐热钢HK40和Incoloy800合金。Incoloy800合金有两种：以耐蚀性为主要目的的固溶处理温度较低的Grade1（Incoloy800）和以高温强度为主要目的的固溶处理温度较高的Grade2（Incoloy800H）。Incoloy800和Incoloy800H的成分基本相同，除后者的碳含量为0.05%～0.10%（质量分数），并且规定热处理必须得到ASTM5级以下的粗晶粒以外，还研制了碳含量较高的Incoloy802合金和为提高耐蚀性而加钛的Incoloy801合金。

核能高温气冷堆用蒸发器材料、石油化工用的高温换热器、乙烯裂解毫秒炉炉管、合成氨转化炉用猪尾管均采用Incoloy800H合金。合成氨二段转化炉、废热锅炉及其他加热炉炉管多采用304H和347H钢。冶金厂的各种退火炉罩、可控气氛连续加热炉的马弗罐、辐射管等使用温度高于900℃的石化用加热炉管，多选用0Cr25Ni20Si2（310）或3Cr24Ni7SiNRE、2Cr25Ni13钢等。电厂锅炉吊挂仍沿用前苏联钢种1Cr20Ni14Si2或我国研制的2Cr20Mn9Ni2N钢。3Cr24Ni7SiNRE为我国自行研制的廉价优质耐热钢，已广泛用作各种炉用耐热材料，代替Cr25Ni20Si2等高镍钢。质量分数为25Cr-20Ni等类型的奥氏体耐热钢是使用范围较广的钢种，但此钢高温塑性较差，可热加工的温度范围很窄。如果温度控制不当易产生锻造裂纹。奥氏体耐热钢在冷加工前或加工过程中必须进行中间固溶软化热处理，目的是溶解析出相，消除加工应力，提高钢的塑性。对于成品的最终热处理要求更为严格，成品必须具有足够的塑性和低的强度，满足用户冷加工的要求。

5）超级耐热钢　超级耐热钢的开发是与国家的自然资源情况、能源安全战略、技术和经济发展水平密切相关的。欧洲为实现600～620℃的超临界机组发电，在20多年前就组织实施了COST50和COST501计划。这两个计划的核心就是9～12Cr型耐热钢的研发。目前的COST522计划则是对参数为650℃、30.0 MPa以上的超超临界机组材料进行研究，追求发电效率为50%左右。以ELSAM为中心的欧洲总部的Thermie计划和德国政府的MARCKODE2计划已开始对温度为700℃的超超临界机组材料进行研究。日本政府也已开展对650℃、35.0 MPa以上的超临界机组材料进行研究。我国目前的亚临界机组材料，能达到538/566℃的超临界机组材料的要求。但是高参数超临界或超超临界机组用材料（主要是耐热钢）却急待开发。我国1995年的实际发电量为8 810亿千瓦时，2020年预测的发电量为35 740亿千瓦时，年平均增长率为5.8%。我国电力发展原则是努力发展水电、大机组火电，适度发展核电。

最近开发的9～12Cr型耐热钢见表13.8-2。虽然新型NF12钢被认为具有最高高温强度，可是目前还没有长时持久强度数据。E911是欧洲COST501的研究成果。

表13.8-2　最近开发的9～12Cr型耐热钢的化学成分（质量分数）　%

钢号	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	B	N	Co	C
P91	0.4	0.5	<0.2	9.0	1.0		0.2	0.08		0.05		0.1
P92	0.3	0.5	<0.2	9.0	0.5	1.8	0.2	0.05	0.005	0.05		0.1
P122	0.2	0.5	0.3	11.0	0.4	2.0	0.2	0.05	0.003	0.05	1.0Cu	0.1
NF12	0.4	0.5	<0.1	10.5	0.15	2.5	0.2	0.06	0.005	0.05	1.2	0.1
E911	0.2	0.5	0.25	9.0	1.0	1.0	0.2	0.06	0.005	0.065		0.1

重点发展的质量分数为9～12Cr型耐热钢的研发主要是利用多元复合强化的原理，采用加W减Mo和以W代Mo的合金添加原则。开发的主要目的之一就是提高材料的蠕变断裂强度。然而，改进型的9～12Cr铁素体钢在抗氧化和抗热腐蚀能力方面始终不及奥氏体钢。另外铁素体钢和奥氏体钢的异种钢焊接问题依然是今后的一个研究重点。

对593/593℃和593/649℃蒸汽温度下工作的锅炉过热器、再热器，最高金属壁温为650/670℃和650/725℃左右，以及工作在593/593℃和593/649℃蒸汽温度下的锅炉过热器、再热器的高温段的材料只能由奥氏体钢来承担。由于奥氏体耐热钢的成本较高，因此，研究开发既能提高抗蒸汽氧化和热腐蚀能力，又能降低成本的奥氏体耐热钢具有巨大的经济利益。在Super304H钢被开发以前、TP304H、TP347H等18-8型奥氏体不锈钢被广泛用于制造燃煤锅炉的过热器和再热器。近年随着能源情况的变化，为提高这类高温装置的热效率，电站运行条件朝着更高温更高压的方向发展，对结构材料性能的要求也日益苛刻。为了节约成本，获得更好的稳定性，需要用更经济性能更好的奥氏体耐热钢来制造过热器和再热器。日本的住友公司和三菱重工在TP304H钢的基础上联合开发了Super304H奥氏体耐热钢。Super304H是TP304H的改进型，添加了质量分数为3%Cu和0.5%Nb，获得了很高的持久强度，在600～650℃条件下的许用应力值比TP347高出30%，处于18Cr-8Ni型奥氏体钢之首，该钢的组织稳定性和焊接性也是足够的。用该钢制造的过热器和再热器已在电站锅炉中进行了运行实验。对长期运行的管子的评定表明，该钢的组织和力学性能都较稳定，其抗蒸汽氧化能力与TP347HFG相当，明显优于TP321H。因此，Super304H钢具有很好的应用前景。我国1997年开始研发Super304H奥氏体耐热钢，结果表明，在时效过程中产生富Cu相，主要是由富Cu相起强化作用，导致该钢具有较高的持久强度及持久塑性。

(2) 合金元素的作用与强化机理

1）合金元素的作用　铬、铝、硅有助于形成和稳定铁素体，在高温下能使钢的表面生成致密的氧化膜，防止钢的继续氧化，是提高耐热钢的抗氧化性和抗高温气体腐蚀的主要元素。但钢中铝和硅含量过高会降低钢的塑性。铬能显著提高低合金钢的再结晶温度。稀土元素对提高耐热钢的抗氧化性能有显著的作用。稀土元素的氧化物可以通过对基体金属的“钉扎”作用来增加基体金属与氧化膜之间的附着力。稀土元素还可以增大钢中铬的扩散率，有助于在钢的表面上形成Cr_2O_3。同时稀土元素也是很好的脱氧、去硫和清除其他有害杂质的和气体的添加剂。

镍和锰可形成和稳定奥氏体。提高奥氏体钢的高温强度和改善抗渗碳性。锰可以代替镍形成奥氏体，但有损耐热钢的抗氧化性能。钼和钨是铁素体形成元素，可提高钢的再结晶温度。主要以固溶强化方式提高钢的蠕变强度。在低合金耐热钢中钼是最重要的影响热强性的元素，钼和钨复合加入效果更佳。由于钼和钨在高温下易于挥发和氧化，钢中加入过多的钼和钨会给高温抗氧化性带来不利的影响。

钒、铌和钛是铁素体和强碳化物形成元素、能形成细小弥散的碳化物颗粒，提高钢的高温强度。铌、钛和碳结合还可降低奥氏体钢在高温下和焊后产生晶间腐蚀的倾向。碳和氮可扩大和稳定奥氏体，提高耐热钢的高温强度。钢中含铬和锰较多时，可提高氮的溶解度。加入氮，可替代金属镍。控制钢中形成的碳化物和碳氮化物的形态、数量和分布可起到进一步强化作用。微量硼（质量分数为0.001%）可以成倍地提高钢的淬透性。硼以固溶体形式存在于钢中，使晶格发生畸变。晶界上的硼又能阻止元素的扩散和晶界迁移，从而提高钢的热强性。

2）强化机理　决定耐热钢热强性的基本因素是：金属内部原子键的引力和组织因素。组织因素是指金相组织，晶粒度，晶界状态，强化相的形状、分布及其弥散程度，镶嵌块结构以及微观缺陷等。对低合金耐热钢而言，固溶体的强化及其稳定性、碳化物相特点以及晶界状态对热强性有很大影响。固溶体强化是利用在α固溶体中溶入一定量的合金元素，例如钨、钼和铌等来得到显著的强化效果，其强化程度与固溶体原子键引力大小、晶格畸变程度、固溶体再结晶温度高低、扩散激活能值及固溶体的稳定性等因素有关。从α固溶体中沉淀析出热力学稳定的碳化物相是低合金耐热钢高温强化的另一重要机制。其效果由碳化物相类型、碳化物颗粒尺寸和弥散程度、碳化物析出数量、碳化物形状和分布及其在高温长期作用下的稳定性来决定。

实际上，影响低合金耐热钢蠕变强化的因素相当复杂，固溶强化和沉淀强化这两种作用是变化的。在蠕变过程中，当固溶体分解，晶内析出细小弥散的颗粒时，主要强化机制便从固溶强化变为沉淀强化。晶内沉淀在位错上形核的情况下，沉淀发生前，提高位错密度可以使颗粒细化，并使蠕变强度提高。然而在较低温度下相变时所引入的过高位错密度在蠕变中是不稳定的。

在蠕变过程中，晶界发生黏滞性的流动和移动，这种现象产生的后果是增加蠕变变形。此外，由于结构上的差异，一般认为晶界处存在大量的缺陷和空穴，沿晶界扩散速度通常比晶内的扩散速度大得多，晶界处的优先扩散对钢的热强性是不利的。多晶体中晶界是薄弱环节，例如电站用12Cr1MoV钢导汽管的脆性断裂，其裂纹就是沿着晶界发生的。在耐热钢中加入微量元素，这些微量元素吸附在晶界附近造成局部合金化，改善晶界的性质，减缓合金元素沿晶界的扩散过程，阻止了在晶界上形成碳化物相和空穴的凝聚和长大，从而强化了晶界。

(3) 生产工艺及热处理

耐热钢的生产工艺主要有冶炼、轧制和热处理等。

1）冶炼　耐热钢一般采用电弧炉加炉外精炼工艺。低合金热强钢管也有采用铁水预处理、转炉复吹加炉外精炼工艺。叶片钢一般采用电弧炉加电渣工艺。要求较高的高合金耐热钢可采用真空感应炉或加电渣重熔工艺。连铸工艺已经在某些低合金耐热钢和奥氏体耐热钢的生产中采用。

2）轧制　低合金珠光体耐热钢和部分奥氏体耐热钢可采用初轧开坯，合金含量较高的奥氏体耐热钢采用锻造开坯。奥氏体耐热钢由于导热性差，加热时要保证长时均热。马氏体耐热钢和部分合金含量较高的珠光体耐热钢要注意钢锭和轧坯的退火和缓冷，以防裂纹。

3）热处理　珠光体耐热钢一般正火加回火或调质后使用。贝氏体耐热钢采用正火加回火热处理。马氏体耐热钢采用调质处理，以稳定组织，得到理想的力学性能的配合。铁素体耐热钢不能通过热处理进行强化，为消除冷变形或焊后所导致的内应力，可在650～830℃进行退火，退火后快冷，迅速通过脆性温度区。奥氏体抗氧化钢采用高温固溶处理，以获得良好的强度和冷变形性。奥氏体热强钢则先高温固溶处理，再在高于使用温度的温度下进行时效处理，使组织稳定，同时析出第二相，达到弥散强化目的。奥氏体耐热铸钢多在铸态下使用。

(4) 常用钢号的选用原则

1）电站锅炉用耐热钢管　锅炉用耐热钢管可分成两类：小口径钢管主要用于受热面，例如过热器、再热器和水冷壁；大口径钢管用于集箱和各种管道。从零部件的重要性出发，同一钢种的使用温度，大口径钢管要比小口径钢管低20～40℃。选用锅炉耐热钢管主要考虑以下几点。

① 高温强度　持久强度是主要的设计依据。按照锅炉零件强度计算标准的规定，用10万小时条件下的持久强度

求得不同温度下钢材的许用应力，且其值不超过该温度下10万小时变形1%的蠕变强度。如果钢管的使用温度不很高，钢材没有蠕变行为，则以使用温度下材料的屈服强度和抗拉强度作为设计依据。选用钢材的强度过低会导致管壁增厚，造成机组钢耗增大和弯管困难。随着大容量锅炉的发展，今后可能要考虑需要20万小时持久强度数据作为设计的参考。

② 耐腐蚀性　在使用温度下，钢材在空气中的氧化腐蚀率应不大于0.1 mm/a。如果燃料中硫、钒、钠的含量较高，还应考虑硫腐蚀和钒钠腐蚀。

③ 组织稳定性　在运行过程中不会发生脆化、石墨化，不使设计要求的力学性能降低。

④ 制造工艺性　具有良好的焊接性和冷弯性能。

⑤ 经济性　锅炉用钢量很大，目前材料费用占成本的70%左右，根据锅炉零件的实际工作条件，在保证运行安全的情况下合理选材。

⑥ 完整的质量保证资料　从市场上采购锅炉用钢时，必须具有完整的质量保证资料。锅炉耐热钢的化学成分和性能见表13.8-3和表13.8-4，其特点和用途见表13.8-5。

表13.8-3　常用锅炉用耐热钢管的化学成分（质量分数）　　%

钢　号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	Nb	其他②
10	0.07~0.14	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.035	≤0.035	≤0.15	≤0.25						
20	0.17~0.24	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25						
20g	0.17~0.24	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.030	≤0.030	≤0.25	≤0.25	≤0.15		≤0.08			
20Mng	≤0.35	≥0.10	0.29~1.06	≤0.030	≤0.030	≤0.25	≤0.25	≤0.15		≤0.08			
25Mng	≤0.30	≥0.10	0.29~1.06	≤0.030	≤0.030	≤0.25	≤0.25	≤0.15		≤0.08			
20Mog	0.15~0.25	0.10~0.50	0.30~0.80	≤0.030	≤0.030	≤0.30	≤0.30	0.44~0.65					
15CrMog	0.12~0.18	0.17~0.37	0.40~0.70	≤0.030	≤0.030	0.80~1.10	≤0.30	0.40~0.55					
12Cr1MoVg	0.08~0.15	0.17~0.37	0.40~0.70	≤0.030	≤0.030	0.90~1.20	≤0.30	0.25~0.35		0.15~0.30			
12Cr2Mog	0.08~0.15	≤0.50	0.40~0.47	≤0.030	≤0.035	2.00~2.50	≤0.30	0.90~1.20					
12Cr2MoWVTiB (102)	0.08~0.15	0.45~0.75	0.45~0.65	≤0.035		1.60~2.10	≤0.30	0.50~0.65	0.30~0.55	0.28~0.42	0.08~0.18		≤0.008B
10Cr9Mo1VNb (T/P91)	0.08~0.12	0.20~0.50	0.30~0.60	≤0.010	≤0.020	8.00~9.50	≤0.40	0.85~1.05		0.18~0.25	Al: ≤0.040	0.06~0.1	N: 0.030~0.070
1Cr19Ni9	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~10.00						
1Cr19Ni11Nb (ASME SA213 TP347H)	0.04~0.10	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.030	17.00~20.00	9.00~13.00					≥8×C~1.00%①	

① $Nb+T_a \geq 8\times C \sim 1.00\%$。

② 10钢，20钢Cu≤0.25%，其余Cu≤0.20%。

表13.8-4　常用锅炉耐热钢管的力学性能

钢　号	热　处　理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KV} /J·cm^{-2}	
10	热轧管：热轧状态 冷拔管：热处理状态	200	335~490	≥24			200℃ $\sigma_{0.2}=165$ 300℃ $\sigma_{0.2}=122$ 350℃ $\sigma_{0.2}=111$

续表 13.8-4

钢号	热处理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{kV} /J·cm^{-2}	
20	热轧管：热轧状态 冷拔管：热处理状态	厚度 < 15 mm 时，≥245 厚度 ≥ 15 mm 时，≥230	395～590	≥20			200℃ $\sigma_{0.2}=215$ 300℃ $\sigma_{0.2}=177$ 350℃ $\sigma_{0.2}=157$
20g	900～930℃正火 热轧状态（终轧温度≥900℃）	≥245	410～550	≥24		≥35	400℃ $\sigma_{10^5}=128$ 450℃ $\sigma_{10^5}=74.6$ 480℃ $\sigma_{10^5}=51$
20Mng	热轧管：热轧状态 冷拔管：900～930℃正火	≥275	≥485	≥22	≥30	≥35	430℃ $\sigma_{10^5}\geq110$ 450℃ $\sigma_{10^5}\geq87$ 480℃ $\sigma_{10^5}=55$
25Mng	热轧管：热轧状态 冷拔管：900～930℃正火	≥275	≥485	≥20	≥30	≥35	430℃ $\sigma_{10^5}\geq120$ 500℃ $\sigma_{10^5}\geq88$ 480℃ $\sigma_{10^5}=55$
20Mog	910～940℃正火	≥195	≥365	≥22		≥35	480℃ $\sigma_{10^5}\geq145$ 500℃ $\sigma_{10^5}\geq105$ 520℃ $\sigma_{10^5}\geq71$
15CrMog	930～960℃正火、680～720℃回火	≥235	445～640	≥21		≥35	500℃ $\sigma_{10^5}=145$ 550℃ $\sigma_{10^5}=61$
12Cr1MoVg	980～1 020℃正火、720～740℃回火 厚壁管950℃淬火、720～740℃回火	≥255	475～640	≥21		≥35	520℃ $\sigma_{10^5}=153$ 560℃ $\sigma_{10^5}=98$ 580℃ $\sigma_{10^5}=75$
12Cr2Mog	900～960℃正火、700～750回火	≥280	450～600	≥20		≥35	520℃ $\sigma_{10^5}=102$ 560℃ $\sigma_{10^5}=64$ 570℃ $\sigma_{10^5}=56$
12Cr2MoWVTiB	1 000～1 035℃正火、760～790℃回火	≥345	540～740	≥18		≥35	580℃ $\sigma_{10^5}=118$ 600℃ $\sigma_{10^5}=92$ 620℃ $\sigma_{10^5}=69$
10Cr9Mo1VNb	1 040℃以上正火、730℃以上回火	≥415	≥585	≥35		≥35	600℃ $\sigma_{10^5}=98$ 620℃ $\sigma_{10^5}=74$ 580℃ $\sigma_{10^5}=44$
1Cr19Ni9	热轧管，1 050℃固溶处理	≥205	≥515	≥35			600℃ $\sigma_{10^5}\geq95$ 620℃ $\sigma_{10^5}\geq81$ 650℃ $\sigma_{10^5}\geq63$
1Cr19Ni11Nb	冷拔管，1 195℃固溶处理	≥205	≥515	≥35			600℃ $\sigma_{10^5}\geq132$ 620℃ $\sigma_{10^5}\geq110$ 650℃ $\sigma_{10^5}\geq82$

表 13.8-5 锅炉耐热钢的特点及用途

钢号	主要特点	用途举例
10	具有极好的工艺性，但强度性能较低，经济	≤480℃受热面管子和≤430℃集箱，工作压力≤5.88 MPa
20	具有很好的工艺性，经济	≤480℃受热面管子和≤430℃集箱，工作压力≤5.88 MPa
20g	具有很好的工艺性，管坯生产和制管工艺严格，故可用作高压锅炉管	≤480℃管热面管子、≤430℃集箱管道，压力不限

续表 13.8-5

钢 号	主 要 特 点	用 途 举 例
20Mng	有良好的工艺性，强度较 20 g 高，经济	≤426℃的管道和集箱
25Mng	有良好的工艺性，强度较 20 g 高，冶炼时应控制碳含量不超过 0.27%（质量分数）	受热面管子，广泛用于锅炉水冷壁
20Mog	工艺性良好，强度与 25Mng 相当，使用温度比碳钢管高 30℃左右	主要用于超临界锅炉的水冷壁
15CrMog	工艺性好，540℃以下有较好的强度性能	≤560℃的受热面钢管，≤550℃的集箱，管道
12Cr1MoVg	工艺性好，580℃以下有较好的强度性能	≤580℃的过热器、再热器，≤565℃集箱，管道
12Cr2Mog	有良好的综合性能，但高温强度和工艺性均不如 12Cr1MoVg	≤580℃的过热器、再热器及≤565℃集箱，管道
12Cr2MoWVTiB	600℃以下有良好的持久强度，力学性能对热处理工艺敏感	一般用于 600℃以下的过热器和再热器
10Cr9Mo1VNb	650℃以下有良好的持久强度，抗氧化性好	≤650℃的过热器和再热器，超临界机组主要蒸汽导管
1Cr19Ni9	奥氏体钢，有良好的高温强度，但价格较贵，易产生晶间腐蚀	≤700℃的过热器和再热器
1Cr19Ni11Nb	奥氏体钢，高温强度优于 TP304H	≤700℃的过热器

2）汽轮机和燃气轮机用耐热钢

① 汽轮机铸件用钢　多数汽轮机的承压铸件的工作温度不超过 540℃，少数超临界机组的再热汽阀工作温度可达 565℃。汽轮机铸件在运行时要承受内压、转子重量引起的静应力、启动时内外壁温度差引起的热应力，还要保持机组有足够的刚度，对材料提出如下要求：高的室温力学性能、高温持久强度和蠕变极限；良好的组织稳定性；良好的热疲劳性能；一定的抗氧化性；线胀系数与转子材料一致；良好的铸造工艺性，特别是抗热裂性能，并应具有良好的焊接性能。

汽轮机铸件用耐热钢的化学成分、力学性能、特点与用途见表 13.8-6～表 13.8-8。

表 13.8-6 汽轮机铸件用钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu	$Al_{总}$	Ti
ZG20CrMo	0.15～0.25	0.20～0.60	0.50～0.80	≤0.030	≤0.030	0.50～0.80	≤0.30	0.40～0.60	—	≤0.30	≤0.025	—
ZG15Cr1Mo	≤0.20	≤0.60	0.50～0.80	≤0.025	≤0.030	1.00～1.50	≤0.50	0.45～0.65	≤0.03	≤0.25	≤0.025	≤0.035
ZG15Cr2Mo1	≤0.18	≤0.60	0.40～0.70	≤0.030	≤0.030	2.00～2.75	≤0.30	0.90～1.20	—	≤0.30	≤0.025	—
ZG20CrMoV	0.18～0.25	0.20～0.60	0.40～0.70	≤0.030	≤0.030	0.90～1.20	≤0.30	0.50～0.70	0.20～0.30	≤0.30	≤0.025	—
ZG15Cr1Mo1V	0.12～0.20	0.20～0.60	0.40～0.70	≤0.030	≤0.030	1.20～1.70	≤0.30	0.90～1.20	0.25～0.40	≤0.30	≤0.025	—

表 13.8-7 汽轮机铸件用钢的力学性能

钢 号	热 处 理	室 温 力 学 性 能					高温力学性能 /MPa
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KV} /J·cm^{-2}	
ZG20CrMo	890～910℃正火 640～660℃回火	≥245	≥460	≥18	≥30	≥24	450℃ $\sigma_{0.2}=189$ 500℃ $\sigma_{0.2}=170$ 510℃ $\sigma_{10^5}=146$
ZG15Cr1Mo	930～980℃正火 665～720℃回火	≥275	≥490	≥20 (δ_4≥22)	≥35		500℃ $\sigma_{0.2}=200$ 480℃ $\sigma_{10^5}=169$ 540℃ $\sigma_{10^5}=70$

续表 13.8-7

钢 号	热 处 理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KV} /J·cm^{-2}	
ZG15Cr2Mo1	930~980℃正火 665~720℃回火	≥275	485~660	≥18 (δ_4≥22)	≥35		530℃ $\sigma_{10^5}=91$ 540℃ $\sigma_{10^5}=81$ 550℃ $\sigma_{10^5}=72$
ZG20CrMoV	940~950℃正火 920℃正火 690~710℃回火	≥315	≥490	≥15	≥30	≥24	500℃ $\sigma_{10^5}=179$ 520℃ $\sigma_{10^5}=143$ 540℃ $\sigma_{10^5}=109$
ZG15Cr1Mo1V	1 050℃正火 990℃正火 720℃回火	≥345	≥490	≥15	≥30	≥24	540℃ $\sigma_{10^5}=132$ 560℃ $\sigma_{10^5}=105$

表 13.8-8 汽轮机铸件用钢的特点和用途

钢 号	主要特点	用途举例
ZG20CrMo	合金元素含量不高，冶炼和铸造工艺性均较好，热处理后力学性能稳定，焊补前应预热至 250~300℃	热强性不高，宜制造 520℃以下的汽轮机、燃气轮机铸件，例如主汽阀、汽缸、隔板和锅炉阀体等
ZG15Cr1Mo	强度较 ZG20CrMo 好，冶炼和铸造工艺性仍较好，焊前预热到 150℃以上	540℃以下机组的铸件，例如汽轮机内、外缸，蒸汽室，主汽阀阀体
ZG15Cr2Mo1	有较好的高温强度，冶炼和铸造工艺性较铬钼钒钢好，焊前应预热至 250℃	565℃以下工作机组的铸件，例如主汽阀阀体、汽缸、喷嘴室等
ZG20CrMoV	有较好的高温强度，但铸造工艺性较差，容易产生裂纹，焊前应预热至 300~350℃	540℃以下工作的汽轮机汽缸、锅炉阀体等
ZG15Cr1Mo1V	有良好的高温强度，但铸造工艺性差，容易产生裂纹，焊前应预热至 300~400℃	570℃以下工作的汽缸、喷嘴室和锅炉阀体等

② 叶片用耐热钢 在 500℃以下可用铬钼、铬钼钒低合金耐热钢或 1Cr13。在 500~600℃可选用质量分数为 12%铬为基的热强钢，其优点是：1）持久强度比低合金耐热钢的高；2）在 550℃以下有比奥氏体钢更好的抗蠕变强度、抗拉强度、疲劳强度和振动衰减率；3）加工工艺性能好；4）线（膨）胀系数小，热导率高，因而热应力小。

铬镍和铬锰奥氏体钢可用至 650℃左右。更高温度下工作的叶片须采用铁镍基、镍基或钴基合金。铁镍基或镍基合金的铝、钛含量较高，高温强度也高，但锻造性能和切削性都差。铁镍基合金的使用温度在 750℃以下。镍基合金采用电渣或真空熔炼，锻造或精密铸造，使用温度低于1 100℃。钴基合金的热强性稍逊于镍基合金，但耐蚀性、抗热疲劳、焊接性和铸造性均好，锻造性和切削性差。精密铸造的导向叶片使用温度低于 1 050℃。

电站用汽轮机叶片的设计寿命为 10 万小时以上，燃气轮机叶片为 2~5 万小时，其他发动机叶片的设计寿命更短。

叶片因受气流脉动影响会引起振动疲劳或激发共振，造成过早断裂，常选用衰减性较高的材料。提高材料强度、细化表面晶粒和采用表面处理是提高叶片抗疲劳破坏的有效措施，但避免共振断裂的关键还在于叶片自振频率的设计与调整。

叶片用耐热钢及合金的化学成分、性能、特点与用途见表 13.8-9~表 13.8-11。

表 13.8-9 叶片用耐热钢和耐热合金的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	B	Nb	Ce	Al	其他
				≤												
1Cr11MoV	0.11~0.18	≤0.50	≤0.60	0.035	0.030	10.0~11.5	—	0.50~0.70	—	0.25~0.40	—	—	—	—	—	—
1Cr12WMoV	0.12~0.18	≤0.40	0.50~0.90	0.030	0.030	11.0~13.0	0.40~0.80	0.50~0.70	0.70~1.10	0.15~0.35	—	—	—	—	—	—
1Mn18Cr10MoVB	0.12~0.17	0.30~0.70	17.0~19.0	0.035	0.035	9.50~11.5	—	0.40~0.60	—	0.70~0.90	—	0.30①	—	0.02①	—	—

续表 13.8-9

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	B	Nb	Ce	Al	其他
				≤												
1Cr17Ni13W	0.10 ~ 0.15	≤0.60	0.50 ~ 0.80	0.030	0.030	15.0 ~ 16.5	12.5 ~ 14.0	≤0.15	2.50 ~ 3.00	≤0.15	0.40 ~ 0.80	—	—	—	—	Cu≤0.25
ZG1Cr14Ni14Mo2WNb	0.09 ~ 0.15	≤0.55	0.50 ~ 1.00	0.025	0.020	13.0 ~ 15.0	13.0 ~ 15.0	1.70 ~ 2.10	1.25 ~ 1.65	—	—	—	(8 ~ 10) × C% ~ 1.20	—	—	—
1Cr14Ni18W2NbBRE	0.08 ~ 0.12	≤0.60	1.00 ~ 2.00	0.020	0.020	13.0 ~ 15.0	18.0 ~ 20.0	—	2.00 ~ 2.75	—	—	0.025①	9.90 ~ 1.30	0.02①	—	—
Cr14Ni40MoWTiAl (302合金)	≤0.08	≤0.60	≤0.60	0.020	0.010	12.0 ~ 16.0	38.0 ~ 42.0	1.50 ~ 2.50	3.50 ~ 4.50	—	2.30 ~ 2.80	≤ 0.010	—	0.02	1.80 ~ 2.30	Zr≤0.25
ZG1Cr9Ni60Co15MoTiAl (In-100)	0.13 ~ 0.22	≤0.50	≤0.50	0.015	0.010	8.50 ~ 9.50	余量	2.50 ~ 3.50		0.60 ~ 0.90	4.70 ~ 5.30	0.014 ~ 0.020	—	—	4.80 ~ 5.70	Co14.0 ~ 16.0 Zr0.05 ~ 0.09 Fe≤0.01
Cr14Ni70MoWTiAl (ЭИ617)	≤0.10	≤0.60	≤0.50	0.015	0.010	13.0 ~ 16.0	余量	2.00 ~ 4.00	5.00 ~ 7.00	≤0.02	1.80 ~ 2.30	≤0.02	—	≤0.02	1.70 ~ 2.30	Cu≤0.07 Fe≤0.5
Cr10Ni55Co15MoTiAl (ЭИ929)	≤0.07			0.010	0.010	9.50 ~ 11.00	余量	4.50 ~ 5.50	5.00 ~ 6.00	0.20 ~ 0.50	1.40 ~ 1.90	0.015 ~ 0.025	—	0.02①	3.70 ~ 4.40	Co14.0 ~ 16.0 Fe≤1.5
Cr21Ni72Ti (ЭИ437б)	≤0.06	≤0.65	≤0.35	0.015	0.007	19.0 ~ 22.0	余量	—	—	—	2.20 ~ 2.70	0.01①	—	0.01①	0.55 ~ 0.95	Cu≤0.07 Fe≤1.0
Cr18Ni52Co17MoTiAl (146合金)	0.08 ~ 0.10	≤0.30	≤0.30	0.015	0.010	18.0 ~ 19.0	余量	4.00	—	—	2.80 ~ 3.10	0.007 ~ 0.010	—	—	2.80 ~ 3.10	Co18.0 ~ 19.0 Fe≤1.0
X-40	0.50	0.50	0.50			25	10	—	8	—	—	0.01	—	—	—	Co基, Fe≤1.0
Udimet 700	<0.15					15.0	余量	5.20	—	—	3.50	0.03	—	—	4.25	Co18.50 Fe≤4.0
In 738	0.15 ~ 0.20	≤0.30	≤0.20		0.015	15.70 ~ 16.30	余量	1.50 ~ 2.00	2.40 ~ 2.80	—	3.20 ~ 3.70	—	0.60 ~ 1.10	—	3.20 ~ 3.70	Co 8.0 ~ 9.0

① 加入量。

表 13.8-10 叶片用耐热钢和耐热合金的力学性能与高温性能

钢 号	热 处 理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
1Cr11MoV	1 050℃油淬，720 ~ 740℃空冷或油冷	686	490	16	55	60	550℃: σ_{10^5} = 149 ~ 167，$\sigma_{1/10^5}$ = 62
1Cr12WMoV	1 000℃油冷，680 ~ 700℃空冷或油冷	735	588	15	45	60	580℃: σ_{10^5} = 118，$\sigma_{1/10^5}$ = 54
1Mn18Cr10MoVB	1 150℃固溶，800℃变形25% ~ 30%，720℃ × 16 h时效	882	392	25	30	100	600℃: σ_{10^5} = 196 ~ 235，$\sigma_{1/10^5}$ = 157

续表 13.8-10

钢号	热处理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
1Cr17Ni13W	1 150℃固溶，85℃变形27%，75℃×12 h时效	637	441~539	30		80	600℃：$\sigma_{10^5}=137$，$\sigma_{1/10^5}=108$
ZG1Cr14Ni14Mo2WNb	1 180℃固溶，800℃×6 h时效、700℃×16 h时效	392	196	18	35	40	600℃：$\sigma_{10^5}=147$，$\sigma_{1/10^5}=98$
1Cr14Ni18W2NbBRE	1 130℃固溶，750×5 h时效	510	216	30	44	120	650℃：$\sigma_{10^5}=186$，$\sigma_{1/10^5}=137$
Cr14Ni40MoWTiAl (302合金)	1 180℃固溶，1 050℃×4 h固溶，800℃×16 h时效	(800℃) 666		4.5	8		750℃：$\sigma_{2\times10^4}=196$
ZG1Cr9Ni60Co15MoTiAl (In-100)	铸态	882	686	8	10	20	850℃：$\sigma_{2\times10^2}=392$
Cr14Ni70MoWTiAl (ЭИ617)	1 180℃固溶，1 050℃×4 h固溶，800℃×16 h时效	(800℃) 666		4.5	8		800℃ $\sigma_{10^2}=245$
Cr10Ni55Co15MoTiAl (ЭИ929)	1 200℃固溶，1 050℃×4 h固溶，850℃×8 h时效	(900℃) 568		7	9		900℃：$\sigma_{80}=216$
Cr21Ni72Ti (ЭИ4376)	1 080℃固溶，700℃×16 h时效	(700℃) 686		15	20		700℃：$\sigma_{60}=431$
Cr18Ni52Co17MoTiAl (146合金)	1 080℃×5 h时效，840℃×24 h时效，760℃×16 h时效	(650℃) 1 165	755	6	10		760℃：$\sigma_{10^3}=314$ $\sigma_{1/10^3}=274$
X-40	铸态	686		8	10		980℃：$\sigma_{10^3}=68$
Udimet 700	1 180℃×4 h固溶；1 080℃×4 h固溶；840℃×24 h时效，760℃×16 h时效	1 275	882	15	20		816℃：$\sigma_{10^3}=294$
In 738	1 120℃ 2 h固溶，840℃×24 h时效	980	833	5			800℃：$\sigma_{b\times10^4}=196$ $\sigma_{1/10^4}=235$ 850℃：$\sigma_{5\times10^4}=196$

表 13.8-11 叶片用耐热钢和耐热合金的特点与应用

钢号	主要特点	用途举例
1Cr11MoV	马氏体热强钢，具有较好的热强性、组织稳定性、减振性以及工艺性能	540℃以下工作的汽轮机叶片、燃气轮机叶片、增压器叶片
1Cr12WMoV	马氏体热强钢，具有较高的持久强度和持久塑性，工艺性能良好	580℃以下工作的汽轮机叶片、围带、燃气轮机叶片
1Mn18Cr10MoVB	铬锰奥氏体热强钢，工艺性及热强性好，可采用形变热处理工艺提高屈服强度及抗蠕变性	620℃以下工作的燃气涡轮叶片、增压器叶片
1Cr17Ni13W	铬镍奥氏体钢，工艺性良好，可焊接，热强性及热稳定性较好，可采用形变热处理提高高温性能	620℃以下工作的燃气轮机叶片、隔叶块、增压器叶片
ZG1Cr14Ni14Mo2WNb	奥氏体热强铸钢，铸造工艺性好，抗晶间腐蚀性好，可焊接	600℃以下工作的静叶片，也可于阀门铸件

续表 13.8-11

钢号	主要特点	用途举例
1Cr14Ni18W2NbBRE	铬镍奥氏体热强钢，组织稳定性好，没有时效脆化倾向，可采用形变热处理提高屈服强度及抗蠕变性	680℃以下工作的燃气轮机动静叶片及其他锻件
Cr14Ni40MoWTiAl (302合金)	铁镍基时效强化合金，热强性高，工艺塑性好，表面渗铝可提高抗氧化性，缺口敏感性小	700～750℃工作的燃气轮机叶片、800～850℃工作的航空发动机叶片等零件
ZG1Cr9Ni60Co15MoTiAl (In-100)	镍基铸造合金，密度小，强度高，塑性好，组织稳定，热强性高，缺口敏感性小	850℃以下真空精铸涡轮导向叶片及工作叶片
Cr14Ni70MoWTiAl (ЭИ617)	镍基合金，热强性高，塑性好，冷热工艺性能尚好，疲劳强度高，有缺口敏感性，可用Cr14Ni40MoWTiAl（302合金）代替	750℃以下燃气轮机导向叶片及工作叶片
Cr10Ni55Co15MoTiAl (ЭИ929)	镍基时效强化合金，热强性很高，缺口敏感性小，有良好的疲劳强度，但工艺塑性差，经重熔可改善工艺塑性	850～900℃燃气涡轮工作叶片、800℃燃气轮机长期工作叶片
Cr21Ni72Ti (ЭИ437б)	镍基合金，有良好的冷热加工性能、热强性及抗氧化性，可用Cr15Ni34MoWTiAl（135合金）代替	700℃燃气涡轮导向叶片及工作叶片
Cr18Ni52Co17MoTiAl (146合金)	镍铬钴基变形合金，工艺性能较好，组织稳定，热强性好	750℃动叶片与导向叶片
X-40	钴基合金，具有良好的工艺性能与力学性能，通常在铸态使用	800℃左右精密铸造叶片
Udimet 700	镍铬钴基变形合金，组织稳定，热强性好	850℃工作叶片及导向叶片
In 738	镍基铸造合金，含钴及钽，组织稳定，抗燃气腐蚀性好	850℃工作叶片及导向叶片

③ 转子和轮盘用耐热钢　转子和轮盘有严格的尺寸要求，须有较高的蠕变强度。大功率汽轮机的高压转子尤应具有良好的工艺性能和热强性能。在535℃以下选用低合金铬钼钒钢或铬钼钨钒钢，温度更高时可用质量分数为12%铬为基的热强钢。轮盘根据工作温度、使用寿命与应力大小分别选用低合金热强钢、12%铬热强钢、奥氏体钢、铁镍基或镍基合金。

转子和轮盘用材料见表13.8-12～表13.8-14。

④ 增压器涡轮用耐热钢　增压器涡轮及叶片的设计寿命一般考虑10 000 h，转速为50 000～110 000 r/min，所以强度要求高，例如高压增压器涡轮要求σ_{10^4}达到392 MPa。燃气中有Na_2SO_4、V_2O_5和其他盐类，要求材料抗燃气腐蚀。径流式增压器涡轮多以精密铸造成型，铸焊结构要求焊接性好。轴流式增压器涡轮采用组装式结构，要求类同一般燃气轮机轮盘及叶片。所用材料见表13.8-15～表13.8-17。

表13.8-12　转子和轮盘用材料的化学成分（质量分数）　%

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	Al	B	其他
				≤										
27Cr2Mo1V	0.22～0.32	0.30～0.50	0.50～0.80	0.030	0.025	1.50～1.70	≤0.30	0.60～0.80	—	0.20～0.30	—	—	—	Cu≤0.15
28CrNiMoV	0.24～0.32	0.20～0.40	0.50～0.90	0.030	0.025	1.0～1.30	0.50～0.80	0.70～1.10	—	0.20～0.35	—	—	—	—
20Cr3MoWV	0.17～0.24	0.20～0.40	0.30～0.60	0.035	0.030	2.70～3.00	—	0.35～0.50	0.30～0.60	0.70～0.90	—	—	—	—
Cr14Ni26MoTi (136合金)	≤0.06	≤0.75	≤0.35	0.025	0.025	13.0～16.0	24.5～28.5	1.00～1.75	—	0.01～0.10	2.40～3.20	≤0.35	0.005～0.025	—
Cr15Ni35WTi (ЭИ787)	≤0.08	≤0.60	≤0.60	0.020	0.010	12.0～16.0	33.0～37.0	—	2.0～4.0	—	2.40～3.20	0.70～1.70	≤0.030	Ce≤0.020
Cr14Ni35MoWTiAl (107合金)	≤0.06	≤0.60	≤0.60	0.025	0.020	12.0～15.0	34.0～36.0	2.00～2.20	2.00～2.20	—	1.30～1.50	1.80～2.20	≤0.020	Ce≤0.030
Cr15Ni34MoWTiAl (135合金)	≤0.08	≤0.40	≤0.50	0.025	0.020	14.0～16.0	33.0～36.0	1.70～2.20	1.70～2.20	—	2.10～2.50	2.40～2.80	≤0.015	Ce≤0.030

表 13.8-13 转子和轮盘用材料的室温及高温力学性能

钢号	热处理	室温力学性能 ≥					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /MPa	
27Cr2Mo1V	970～990℃空冷 930～950℃空冷 680～700℃空冷	637	441	16	40	5	525℃ $\sigma_{10^5}=176\sim216$，$\sigma_{1/10^5}=118$ 550℃ $\sigma_{10^5}=137$，$\sigma_{1/10^5}=88$
28CrNiMoV	950℃鼓风后油冷 690℃空冷	637	441	15	40	5	
20Cr3MoWV	1 050℃空冷或油冷 720℃油冷	784	637	14	40	7	500℃ $\sigma_{10^5}=333$，$\sigma_{1/10^5}=172$ 550℃ $\sigma_{10^5}=181$，$\sigma_{1/10^5}=88$
Cr14Ni226MoTi (136 合金)	980℃固溶油冷 720℃×16 h时效	931	686	15	20	3	650℃ $\sigma_{10^3}=480$ 730℃ $\sigma_{10^3}=270$
Cr15Mi35WTi (ЭИ787)	1 160℃固溶 1 050℃×4 h空冷 800℃×16 h时效	931	637	6	8	3	700℃ $\sigma_{10^5}=250$，$\sigma_{1/10^5}=196$
Cr14Ni35MoWTiAl (107 合金)	1 150℃固溶 780℃×4 h时效	686	392	15	25	6	700℃ $\sigma_{10^5}=167$，$\sigma_{1/10^5}=118\sim127$
Cr15Ni34MoWTiAl (135 合金)	1 140℃固溶 1 080℃固溶 830℃×8 h时效 700℃×16 h时效	882	588	13	16	3	700℃ $\sigma_{60}=431$

表 13.8-14 转子和轮盘用材料的特点与用途

钢号	主要特点	用途举例
27Cr2Mo1V 28CrNiMoV	珠光体热强钢，工艺性能和热强性能较好，组织较稳定，塑性较好，宜作大截面锻件	535℃以下整锻转子，也可制作525℃以下紧固件
20Cr3MoWV	珠光体热强钢和抗氢钢，有较好的淬透性，可制作大截面锻件	540℃以下整锻转子、涡轮盘和高压加氢设备锻件
Cr14Ni26MoTi (136 合金)	铁镍基奥氏体型时效合金，电渣重熔后工艺性能良好	650℃以下涡轮盘及其他高温构件
Cr15Mi35WTi (ЭИ787)	铁镍基沉淀强化型合金，采用电渣重熔或真空自耗重熔后工艺性能好	650℃以下涡轮盘及700℃以下工作叶片
Cr14Ni35MoWTiAl (107 合金)	铁镍铬基奥氏体耐热合金，热强性较好，采用电渣重熔后工艺性能好	680℃涡轮盘及叶片
Cr15Ni34MoWTiAl (135 合金)	铁镍基合金，热强性较好，热加工塑性好，但被切削性较差，疲劳性能较低，表面渗铝可提高抗氧化性	680℃以下涡轮盘及叶片

表 13.8-15 增压器涡轮和叶片用材料的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	B	其他
				≤									
4Cr15Ni7Mn7V2MoSi	0.38～0.47	0.90～1.40	6.0～8.0	0.045	0.020	14.0～16.0	6.0～8.0	0.65～0.95	—	1.50～1.90	—	—	—
4CrNi8Mn8MoVNb	0.34～0.40	0.30～0.80	7.50～9.50	0.035	0.030	11.5～13.5	7.0～9.0	1.10～1.40	—	1.25～1.55	≤0.12	—	Nb 0.25～0.50
3Cr19Ni9WMoNbTi	0.28～0.35	0.30～0.80	0.75～1.50	0.030	0.030	18.0～20.0	8.0～10.0	1.00～1.50	1.00～1.50	—	0.20～0.50	—	Nb 0.20～0.50

续表 13.8-15

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	B	其 他
				≤									
4Cr14Ni14W2Mo	0.40 ~ 0.50	≤0.80	≤0.70	0.035	0.030	13.0 ~ 15.0	13.0 ~ 15.0	0.25 ~ 0.40	2.0 ~ 2.75	—	—	—	—
TL-1	<0.10	≤0.50	≤0.50	0.015	0.015	11.0 ~ 13.0	40.0 ~ 45.0	—	6.50 ~ 8.00	—	4.20 ~ 5.00	0.05 ~ 0.15	Al 1.80 ~ 2.40
ZGCr15Ni36WTiAl	<0.10					14.0 ~ 16.0	34.0 ~ 38.0	—	4.00 ~ 7.00	—	3.00 ~ 4.00	0.05 ~ 0.10	Al 1.50 ~ 2.00
Cr12Ni77MoTiAl (Inconel 713c)	0.08 ~ 0.16	≤0.50	≤0.25		0.015	11.0 ~ 13.0	基	3.80 ~ 4.80	—	—	0.50 ~ 1.00	0.008 ~ 0.020	Al 5.50 ~ 6.40 Zr 0.06 ~ 0.15

表 13.8-16 增压器涡轮和叶片用材料的室温和高温力学性能

钢 号	热 处 理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
4Cr15Ni7Mn7V2MoSi	1 170 ~ 1 190℃固溶，800℃时效	882		15	15		650℃ $\sigma_{10^5}=980$，$\sigma_{1/10^5}=980$
4CrNi8Mn8MoVNb	1 100 ~ 1 150℃固溶水冷，670℃ 12 h，700 ~ 800℃ 10 ~ 12 h，时效空冷	833	588	15	20	3.5	600℃ $\sigma_{10^4}=3\,230 \sim 3\,530$，$\sigma_{1/10^4}=3\,330$ 650℃ $\sigma_{10^4}=220 \sim 260$，$\sigma_{1/10^4}=2\,350$
3Cr19Ni9WMoNbTi	1 150 ~ 1 180℃固溶水冷，750℃ 15 h时效	666	343	25	25	7	600℃ $\sigma_{10^5}=2\,160 \sim 2\,350$，$\sigma_{1/10^5}=110 \sim 130$ 650℃ $\sigma_{10^5}=1\,470 \sim 1\,670$，$\sigma_{1/10^5}=780 \sim 980$
4Cr14Ni14W2Mo	1 170 ~ 1 200℃固溶，750℃时效	706	314	20	35	5	600℃ $\sigma_{10^5}=1\,470$，$\sigma_{1/10^5}=780$ 650℃ $\sigma_{10^5}=980$，$\sigma_{1/10^5}=390$
TL-1	1 100℃空冷	1 080 ~ 1 175		2 ~ 3	3 ~ 6	0.7 ~ 2	850℃ $\sigma_{60}>2\,450$
Cr15Ni36WTiAl (铸 13 合金)	1 140℃固溶	(750℃) 588		4	8		750℃ $\sigma_{80}=3\,720$
Cr12Ni77MoTiAl (Inconel 713c)	铸态	882	686	6	6	2	850℃ $\sigma_{2\times10^4}=2\,450$

表 13.8-17 增压器涡轮和叶片用材料的特点和用途

钢 号	主 要 特 点	用 途 举 例
4Cr15Ni7Mn7V2MoSi	奥氏体类热强钢，工艺性尚好，可焊接，热稳定性较好	600 ~ 650℃增压器涡轮及叶片
4CrNi8Mn8MoVNb	奥氏体型热强钢，工艺性能好，750℃以下抗氧化性好，也抗燃气介质的晶间腐蚀，650℃以下热强性较好	600 ~ 650℃增压器涡轮盘及叶片，也可作紧固件
3Cr19Ni9WMoNbTi	奥氏体型热强钢，750℃以下组织较稳定，工艺性能良好，650℃以下热强性较好	650℃增压器叶片，600℃紧固件
4Cr14Ni14W2Mo	奥氏体型耐热钢，工艺性能较好，综合力学性能较好，有一定的热强性	550℃长期使用增压器涡轮及叶片、紧固件、进排气阀
TL-1	铁镍基铸造合金，母合金采用真空熔炼，零件可采用真空重熔烧注，电渣熔铸，表面渗铝可提高抗氧化能力	800 ~ 850℃涡轮导向叶片及工作叶片
ZGCr15Ni36WTiAl (铸 13 合金)	铁镍基奥氏体真空铸造合金，700℃以下组织稳定	650℃整体铸造涡轮及导向叶片
Cr12Ni77MoTiAl (Inconel 713c)	镍基铸造合金，工艺性能较好，850℃以下组织稳定，可进行氩弧焊	850℃以下涡轮导向叶片及整体铸造涡轮

3）紧固件用耐热钢　化工、炼油、电力等工业的管道、阀门、压力容器和汽缸中的紧固件承受拉伸应力，在高温应力松弛条件下工作，对材料的要求是：良好的抗松弛性、持久塑性和组织稳定性；高的室温强度和高温屈服强度；持久缺口敏感性小；线胀系数和法兰材料相适应。

工作温度在 370℃以下用的紧固件可选用调质后的中碳钢，370℃以上应选用耐热钢，分以下几类。

① 低合金珠光体耐热钢　480℃以下用铬钼钢，540℃以下用铬钼钒钢。这两种钢在调质状态短期使用性能较好，而正火回火状态长期使用抗松弛性较好。铬钼钒钢经正火回火，室温冲击值较低，在 540℃有持久缺口敏感性，某些钢的缺口持久强度仅为光滑试样的 65%。这类螺栓在高温长期使用时易在螺纹处断裂。经多种元素合金化后，钢的抗松弛性和缺口敏感性有所改善。

② 高铬马氏体钢　质量分数为 12%铬为基热强钢的抗松弛性较好，持久塑性高，对缺口不敏感，在汽轮机中可用至 570℃。这类钢的线胀系数较小，冷态时初应力不能过大，防止到达工作温度时紧固件发生过载和屈服。

③ 奥氏体钢　奥氏体钢的屈服强度低，若以冷作强化提高屈服强度又会降低抗松弛性，故很少用作紧固件。

④ 铁镍基和镍基耐热合金　工作温度在 570℃以上的紧固件常选用铁镍基和镍基耐热合金，用于燃气轮机等高温部件。

紧固件材料的化学成分和性能、特点与用途见表 13.8-18～表 13.8-20。

表 13.8-18　紧固件用耐热钢和合金的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	其　他
				≤								
35CrMo	0.32～0.40	0.20～0.40	0.40～0.70	0.035	0.030	0.80～1.10	—	0.15～0.25	—	—	—	—
25Cr2MoV	0.22～0.29	0.20～0.40	0.40～0.70	0.035	0.030	1.50～1.80	—	0.25～0.35	—	0.15～0.30	—	—
17CrMo1V	0.12～0.20	0.30～0.50	0.60～1.00	0.030	0.030	0.30～0.45	—	0.70～0.90	—	0.3～0.40	—	—
20Cr1Mo1V1	0.18～0.25	0.17～0.37	≤0.50	0.035	0.030	1.00～1.30	—	0.80～1.20	—	0.70～1.00	—	Cu≤0.25
25Cr2Mo1V	0.22～0.29	0.20～0.40	0.50～0.80	0.035	0.030	2.10～2.50	—	0.90～1.10	—	0.30～0.50	—	—
20Cr1Mo1VTiB	0.17～0.23	0.45～0.60	0.45～0.60	0.030	0.030	0.90～1.30	—	075～1.00	—	0.45～0.65	0.16～0.28	B0.005～0.010
2Cr12WMoNbVB	0.15～0.22	0.20～0.40	0.30～0.60	0.025	0.025	11.0～13.0	—	0.40～0.60	0.40～0.70	0.15～0.35	—	B 0.003（加入量） Nb 0.20～0.40
1Cr15Ni36W3Ti	≤0.12	≤0.80	1.00～2.00	0.035	0.030	14.0～16.0	34.0～38.0	—	2.80～3.20	—	1.10～1.40	—
Cr14Ni25Ti2Mo1VB（A-286）	≤0.08	0.40～1.00	1.00～2.00	0.030	0.020	13.0～16.0	24.0～27.0	1.00～1.50	—	0.10～0.50	1.75～2.30	B 0.001～0.010 Al≤0.40
Waspaloy	0.07	0.40	0.70			19.0	基	4.30	—	—	3.0	B 0.006，Zr 0.10，Al 1.30 Co 14.0，Fe≤1.0
M252	0.15	0.50	0.50			19.0	基	10	—	—	2.6	B 0.005，Al 1.0，Co 10

表 13.8-19　紧固件用耐热钢和合金的室温及高温力学性能

钢　号	热 处 理	室 温 力 学 性 能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
35CrMo	860～880℃油冷，560～580空冷	8 330	6 860	12	40	6	450℃ $\sigma_0=245$，$\sigma_{10\,000}=103$（1 000℃正火，650℃回火）
25Cr2MoV	930～950℃油冷，620～680℃空冷	8 330	7 350	15	50	6	500℃ $\sigma_0=343$，$\sigma_{10\,000}=186$（1 000℃正火，650℃回火）

续表 13.8-19

钢 号	热 处 理	室 温 力 学 性 能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
17CrMo1V	1 000℃油冷，（980℃空冷）710～730℃空冷	7 350	6 370	16	45	6	525℃ $\sigma_{10^5}=147$，$\sigma_{1/10^5}=98$
20Cr1Mo1V1	1 000℃油冷，700℃空冷	9 310	7 840	16	50	6	565℃ $\sigma_0=343$，$\sigma_{10\,000}=118$
25Cr2Mo1V	1 040℃正火，960℃正火，670℃回火	7 350	5 880	16	50	6	525℃ $\sigma_0=343$，$\sigma_{10\,000}=132$ 550℃ $\sigma_0=343$，$\sigma_{10\,000}=74$
20Cr1Mo1VTiB	1 050℃油冷，700～720℃回火	7 840	6 860	12	45	5	570℃ $\sigma_0=343$，$\sigma_{10\,000}=59$～88
2Cr12WMoNbVB	1 050℃油冷，650～700℃空冷或油冷	7 350	4 900	14		6	565℃ $\sigma_0=294$，$\sigma_{10\,000}=85$
1Cr15Ni36W3Ti	1 150℃固溶，780～790℃，730～740℃二次时效	7 350	3 920	15	35	6	650℃ $\sigma_0=245$，$\sigma_{10\,000}=157$
Cr14Ni25Ti2Mo1VB（A-286）	980～1 000℃固溶，700～720℃ 16 h时效	9 310	6 170	20	40		650℃ $\sigma_{150}>40$（ϕ45 mm以下棒材）
Waspaloy	1 080℃固溶，840℃×24 h时效，760℃×16 h时效	130	80	18	23		760℃ $\sigma_{10^3}=26$
M252	1 070℃×4 h固溶，760℃×15 h时效	133	84	20	30		816℃ $\sigma_{10^3}=16.2$

表 13.8-20 紧固件用耐热钢和合金的特点与用途

钢 号	主 要 特 点	用 途 举 例
35CrMo	工艺性能好，组织较稳定，但淬透性较差，零件尺寸和强度都受限制	480℃以下双头螺栓，510℃以下螺母
25Cr2MoV	综合力学性能较好，热强性较高，有较好的抗松弛性，对回火温度较敏感，氮化后可代含镍渗碳钢使用	510℃以下紧固件，也作渗氮零件，例如阀杆、齿轮等
17CrMo1V	工艺性良好，经济，综合力学性能较好，有较高的热强性和低温冲击韧性，焊接性能好	520℃以下紧固件，也作焊接转子
20Cr1Mo1V1	有较好的抗松弛性及热强性，组织较稳定	540℃以下紧固件及阀杆
25Cr2Mo1V	工艺性能好，但有脆化倾向，持久塑性较差，缺口敏感性较大，旧螺栓发现硬度增高可采取重新热处理	540℃以下紧固件及阀杆
20Cr1Mo1VTiB	综合力学性能较好，缺口敏感性较小，持久塑性和热强性均较高	570℃以下紧固件
2Cr12WMoNbVB	热强性高，抗松弛性好，可长期在565℃以下工作	570℃以下紧固件及叶片
1Cr15Ni36W3Ti	沉淀硬化型奥氏体热强钢，650℃以下抗松弛性较稳定，作紧固件时宜在轧制加时效状态下使用	650℃以下紧固件，也用于制作叶片
Cr14Ni25TiMo1VB（A-286）	铁镍基奥氏体耐热合金，采用电渣重熔后工艺性能好，沉淀强化效果较好	650℃以下紧固件及涡轮盘
Waspaloy	沉淀强化型镍基合金，含钴，工艺性能尚好，组织稳定	760℃以下紧固件及叶片，也用于制作700℃以下涡轮盘
M252	沉淀强化型镍基合金，含钴及较高的钼，真空冶炼，工艺性能稍差	840℃以下紧固件

4）气阀用耐热钢　内燃机的气阀在燃气腐蚀条件下工作，进气阀的工作温度低于 300℃，而排气阀的工作温度高得多。例如船用柴油机的排气阀，工作温度约 650℃。某些柴油机的排气温度接近 700℃。汽车发动机的排气阀，工作温度在 800℃以下。排气阀在高温、高压下经受燃气高速冲刷作用，因此气阀用耐热钢须具备以下特性。

① 高的持久强度、疲劳极限、耐磨性和硬度。

② 良好的抗燃气腐蚀性能，为提高耐磨性和耐腐蚀性，可进行表面渗铝、堆焊硬质合金等处理。

③ 良好的冷热加工性能，例如锻、轧、焊接和被切削性。

气阀用耐热钢的化学成分、性能、特点与用途见表 13.8-21 ~ 表 13.8-23。

表 13.8-21　气阀用耐热钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	N	B
4Cr9Si2	0.35 ~ 0.50	2.00 ~ 3.00	≤0.70	≤0.035	≤0.030	8.00 ~ 10.00	≤0.60					
4Cr10Si2Mo	0.35 ~ 0.45	1.90 ~ 2.60	≤0.70	≤0.035	≤0.030	9.00 ~ 10.50	≤0.60	0.70 ~ 0.90				
8Cr20Si2Ni (XB)	0.75 ~ 0.85	1.75 ~ 2.25	0.20 ~ 0.60	≤0.030	≤0.030	19.00 ~ 20.50	1.15 ~ 1.65					
5Cr21Mn9Ni4N (21-4N)	0.48 ~ 0.58	≤0.35	8.00 ~ 10.00	≤0.040	≤0.030	20.00 ~ 22.00	3.25 ~ 4.50				0.35 ~ 0.50	
2Cr21Ni12N (21-12N)	0.15 ~ 0.25	≤1.00	1.00 ~ 1.60	≤0.030	≤0.030	20.50 ~ 22.50	10.00 ~ 12.50				0.15 ~ 0.30	
3Cr23Ni8Mn3N (23-8N)	0.28 ~ 0.38	0.50 ~ 1.00	1.50 ~ 3.50	≤0.050	≤0.030	22.00 ~ 24.00	7.00 ~ 9.00	≤0.5		≤0.5	0.25 ~ 0.35	
3Cr20Ni11Mo2PB (20 - 11P)	0.25 ~ 0.35	≤1.00	≤1.20	0.18 ~ 0.25	≤0.030	19.0 ~ 21.00	10.00 ~ 12.00				1.8 ~ 2.50	0.001 ~ 0.010

表 13.8-22　气阀钢的室温及高温力学性能

钢　号	热　处　理	室　温　力　学　性　能						高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /$J\cdot cm^{-2}$	HB	
4Cr9Si2	1 020 ~ 1 040℃油冷，700 ~ 780℃油冷	885	590	19	50			500℃ $\sigma_{10^5}=156$，$\sigma_{1/10^5}=127$ 550℃ $\sigma_{10^5}=88$，$\sigma_{1/10^5}=39$
4Cr10Si2Mo	1 010 ~ 1 040℃油冷，720 ~ 760℃空冷	885	690	10	35			
8Cr20Si2Ni (XB)	1 030 ~ 1 080℃油冷，700 ~ 800℃快冷	885	690	10	15	10	262	
5Cr21Mn9Ni4N (21-4N)	1 100 ~ 1 200℃快冷，730 ~ 780℃空冷	885	560	8			302	800℃ $\sigma_{10^3}=49$
2Cr21Ni12N (21-12N)	1 177℃水冷	820	430	26	20			
3Cr23Ni8Mn3N (23-8N)	1 150 ~ 1 170℃水冷，800 ~ 830℃空冷	850	550	20	30			
3Cr20Ni11Mo2PB (20-11P)	1 120 ~ 1 150℃快冷，730 ~ 760℃空冷	885	490	20	25		269	

表 13.8-23　气阀用耐热钢的特点和用途

钢　号	主 要 特 点	用 途 举 例
4Cr9Si2	马氏体钢，750℃以下具有较好的抗氧化性，650℃以下具有较高的热强性和抗燃气腐蚀性，焊接性能差，焊前应高温预热，焊后应热处理，如果碳、铬含量处于下限，锻造性能尚好，有回火脆性	650℃左右的汽车发动机和柴油机进排气阀
4Cr10Si2Mo	马氏体钢，750℃以下具有较好的抗氧化性，由于含钼，热强性较4Cr9Si2钢好，可在650℃左右长期使用，变形性能和焊接性能不好，被切削性差，退火处理可以改善	650℃左右中高负荷汽车发动机和柴油机进排气阀
8Cr20Si2Ni	马氏体钢，由于铬含量高，具有较好的抗氧化性和抗燃气腐蚀性能，力学性能与4Cr10Si2Mo相当	650℃中高负荷柴油机的进排气阀
5Cr21Mn9Ni4N (21-4N)	奥氏体型热强钢，具有良好的抗氧化性和抗燃气腐蚀性，高温力学性能较好	750℃左右的汽车发动机、柴油机的排气阀门
2Cr21Ni12N (21-12N) 23-8N	奥氏体型热强钢，具有良好的抗氧化性、抗燃气腐蚀性和综合的力学性能，高温性能好	750℃左右的汽车发动机和柴油机排气阀门，由于钢中含镍高，国内使用的不多，现用于引进机组
3Cr20Ni11Mo2PB	奥氏体型热强钢，由于加入了强化元素，高温力学性能很好	750℃汽油发动机排气阀

5）炉用耐热钢　炉用耐热钢有锻轧和铸造两类，根据零件的结构、制造条件来选择。除了氧化和腐蚀以外，热疲劳往往是零件失效的主要原因。选用时主要考虑以下几方面。

① 工作温度　包括最高工作温度、温度变动范围和变化速率。

② 载荷　有无热应力、冲击载荷和应力集中。

③ 工作介质　是氧化性气氛还是还原性气氛，有无硫和其他化合物的腐蚀作用，对于渗碳罐和渗碳气氛下工作的炉管要考虑抗渗碳性。

常用炉用耐热钢的化学成分、性能、特点和用途见表13.8-24～表13.8-26。

表 13.8-24　炉用耐热钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	其他
				≤					
1Cr25Ti	≤0.12	≤1.00	≤0.80	0.03	0.030	24.0～27.0	—	5(C－0.02)～0.8	—
4Cr22Ni4N	0.35～0.45	1.20～2.00	≤1.00	0.03	0.035	21.0～24.0	3.5～5.0	—	N 0.23～0.30
3Cr24Ni7N	0.27～0.37	1.30～2.00	≤1.00	0.03	0.035	23.0～26.0	7.0～8.7	—	N 0.20～0.30
3Cr18Mn12Si2N	0.22～0.30	1.40～2.20	10.50～12.50	0.03	0.06	17.0～19.0	—	—	N 0.22～0.30
2Cr20Mn9Ni2Si2N	0.17～0.26	1.80～2.70	8.50～11.0	0.03	0.06	18.0～21.0	2.0～3.0	—	N 0.20～0.30
2Mn18Al5SiMoTi	0.20～0.30	0.80～1.30	17.0～19.0	0.03	0.06	—	—	0.07～0.17	Al 4.30～5.30 Mo 0.60～1.0
1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	0.03	0.035	8.00～11.00	17.00～19.00	5(C－0.02)～0.8	—
1Cr20Ni4Si2	≤0.20	1.50～2.50	≤1.50	0.03	0.035	19.0～22.0	12.0～15.0	—	—
3Cr18Ni25Si2	0.30～0.40	1.50～2.50	≤1.50	0.03	0.035	17.0～20.0	23.0～26.0	—	—
1Cr23Ni18	≤0.20	≤1.00	≤2.00	0.03	0.035	22.0～25.0	17.0～20.0	—	—
1Cr25Ni20Si2	≤0.20	1.50～2.50	≤1.50	0.03	0.035	24.0～27.0	18.0～21.0	—	—

表 13.8-25　炉用耐热钢的室温力学性能和高温性能

钢　号	热 处 理	室 温 力 学 性 能					高 温 性 能
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
1Cr25Ti	700～800℃回火	441	294	20	45		650℃ σ_{10^4} = 20 MPa，σ_{10^5} = 13.7 MPa 980℃ σ_{10^4} = 1.6 MPa，σ_{10^5} = 1 MPa 1 000℃ 抗氧化失重＜0.85 g/(m^2·h)

续表 13.8-25

钢号	热处理	室温力学性能					高温性能
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
4Cr22Ni4N	1 150℃，水冷	980		10	19	4	900℃ 抗氧化增重 < 0.15 g/(m^2·h) 1 000℃ 抗氧化增重 < 0.25 g/(m^2·h)
3Cr24Ni7N	1 150℃，水冷						1 000℃ 抗氧化增重 < 0.25 g/(m^2·h)，更高温度下抗氧化性较 4Cr22Ni4N 好
3Cr18Mn12Si2N	1 100 ~ 1 150℃，油、水或空冷	686	392	35	45		900℃ 500 h 抗氧化平均增重 0.033 ~ 0.055 g/(m^2·h) 1 000℃ 500 h 抗氧化平均增重 0.78 g/(m^2·h)
2Cr20Mn9Ni2Si2N	1 100 ~ 1 150℃，油、水或空冷	637	392	35	45		900℃ 400 ~ 500 h 氧化增重 < 0.2 g/(m^2·h) 1 000℃ 400 ~ 500 h 氧化增重 < 0.5 g/(m^2·h)
2Mn18Al5SiMoTi	1 050℃固溶	637	392	30	50	4	800℃ 抗氧化增重 0.04 g/(m^2·h)
1Cr18Ni9Ti	1 000 ~ 1 100℃，水冷	539	196	40	55		650℃ σ_{10^5} = 45 ~ 74 MPa 600℃ $\sigma_{1\times10^{-5}}$ = 74 ~ 78 MPa
1Cr20Ni4Si2	1 100 ~ 1 150℃，油、水或空冷	588	294	35	50		900℃ 抗氧化失重 0.23 g/(m^2·h) 1 000℃ 抗氧化失重 0.46 g/(m^2·h)
3Cr18Ni25Si2	1 100 ~ 1 150℃，油、水或空冷	637	343	25	40		900℃ 抗氧化增重 < 0.1 g/(m^2·h) 1 000℃ 抗氧化增重 < 0.2 g/(m^2·h) 1 100℃ 抗氧化增重 < 0.65 g/(m^2·h)
1Cr23Ni18	1 100 ~ 1 150℃，油、水或空冷	55	25	35	50		700℃ σ_{10^5} = 35 MPa，$\sigma_{1\times10^{-5}}$ = 24 ~ 28 MPa 800℃ σ_{10^5} = 13 MPa，$\sigma_{1\times10^{-5}}$ = 6 ~ 7 MPa
1Cr425Ni20Si2	1 100 ~ 1 150℃，油、水或空冷	60	30	35	50		900℃ 抗氧化增重 0.15 g/(m^2·h) 1 000℃ 抗氧化增重 0.38 ~ 0.56 g/(m^2·h)

表 13.8-26 炉用耐热钢的特点和用途

钢号	主要特点	用途举例
1Cr25Ti	铁素体钢，具有良好的抗氧化性和抗硫腐蚀性	锅炉吊挂、吹灰器等低应力炉用构件，最高使用到 1 100℃
4Cr22Ni4N	奥氏体钢，具有良好的抗氧化性和抗渗碳性，因钢中碳化物不易溶解，所以固溶处理温度高，钢有时效脆性，高温下长期使用室温冲击韧性明显下降	裂化炉吊挂、退火炉内罩、离心铸造炉辊等，1 050℃以下可代替 3Cr18Ni25Si2 钢
3Cr24Ni7N	性能与 4Cr22Ni4N 钢相似，但抗氧化性和时效后的韧性更好	用途同 4Cr22Ni4N 钢，最高可用到1 100℃
3Cr18Mn12Si2N 2Cr20Mn9Ni2Si2N	奥氏体钢，有较好的抗氧化、抗硫腐蚀和抗渗碳性，有时效脆性，但时效后高温下仍有较高韧性，可进行剪切、冷热冲压和焊接	锅炉吊挂、渗碳炉构件和炉用铸件，最高使用温度约 1 000℃
2Mn18Al5SiMoTi	奥氏体钢，抗氧化性较好，可进行剪切和冷热冲压，焊接性能尚可	850℃锅炉吊挂
1Cr18Ni9Ti	18-8 型不锈钢，也可作为耐热和抗氢钢使用，具有良好的塑性变形性能和焊接性能	850℃加热炉炉管、燃烧室筒体、退火炉内罩和氨合成塔内件

续表 13.8-26

钢 号	主 要 特 点	用 途 举 例
1Cr20Ni4Si2	奥氏体钢，具有良好的抗氧化性、塑性和焊接性能	锅炉高温段1 000℃吊挂、炉用构件
3Cr18Ni25Si2	奥氏体钢，抗氧化性和工艺性良好	各种热处理炉、坩埚炉构件和耐热铸件，可使用到1 000℃
1Cr23Ni18	奥氏体钢，组织稳定，抗氧化性和抗热疲劳性较好，对SO_2、H_2S等气氛较敏感，在600~800℃有脆化倾向，冷作和焊接性良好，切削性能较差	1 000~1 100℃热裂解管、高温测温管、燃气轮机导向叶片
1Cr25Ni20Si2	奥氏体钢，组织稳定，具有良好的抗氧化性、抗热疲劳性	高温炉管、炉辊和1 200℃以下使用的耐热构件

6）炼油和化工设备用耐热钢　选用炼油和化工设备用耐热钢时，除考虑工作温度、应力和设计寿命外，很重要的一点是耐腐蚀性。按照零件的工作介质，可分如下几类。

① 高压抗氢钢　在钢中加入铬、钼等元素可稳定碳化物，提高抗氢、氮的腐蚀作用。这类钢用于制造氨合成塔和高压加氢设备，其使用温度在500℃左右。

② 耐硫腐蚀钢　用于石油裂化设备，主要有中铬钢和高铬钢。铬钢与镍铬奥氏体钢相比，具有良好的耐硫腐蚀性能。

③ 耐CH_4、H_2、CO、NO_2腐蚀用钢　用于高温硝酸氧化炉、合成氨和乙烯成套设备转化炉。工作温度在800℃以上，采用镍铬奥氏体钢。如果介质中存在H_2S等硫化物，将加速对钢材的腐蚀作用。

炼油和化工设备用耐热钢的化学成分、性能、特点与用途见表13.8-27~表13.8-29。

表 13.8-27　炼油和化工设备用耐热钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	W	其他
				≤						
12Cr2Mo	≤0.15	0.50~1.00	0.30~0.60	0.030	0.035	2.15~2.85	—	0.40~0.65	—	—
20Cr2Mo	0.16~0.24	0.17~0.37	0.30~0.50	0.040	0.040	2.1~2.4	<0.80	0.25~0.35	—	—
18Cr3MoWV	0.15~0.21	0.20~0.40	0.30~0.60	0.030	0.035	2.50~3.00	—	0.50~0.70	0.50~0.80	V 0.05~0.12
15Al3MoWTi	0.12~0.18	≤0.50	1.5~2.0	0.030	0.035	—	≤0.60	0.40~0.60	0.40~0.60	Ti 0.20~0.40 Al 2.2~2.8
1Cr5Mo	≤0.15	≤0.50	≤0.60	0.030	0.035	4.00~6.00	—	0.50~0.60	—	—
1Cr6Si2Mo	≤0.15	1.50~2.00	≤0.70	0.030	0.035	5.00~6.50	—	0.45~0.60	—	—
1Cr9Mo1	≤0.15	0.50~1.00	0.30~0.60	0.030	0.035	8.0~10.0	—	0.90~1.10	—	—
1Cr23Ni13	≤0.12	≤1.00	≤2.00	0.030	0.035	22.0~25.0	12.0~15.0	—	—	—
1Cr25Ni20	≤0.20	≤1.00	≤2.00	0.030	0.035	23.0~26.0	19.0~22.0	—	—	—
Inconel（600）	0.04	0.20	0.20			15.8	760	—	—	Fe≤8

表 13.8-28　炼油和化工设备用耐热钢的室温和高温力学性能

钢 号	热 处 理	室 温 力 学 性 能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
12Cr2Mo	830~850℃退火	400	180	22	50	120	540℃ $\sigma_{10^4}=110$，$\sigma_{1/10^4}=74$ $\sigma_{10^5}=50$，$\sigma_{1/10^5}=41$
20Cr2Mo	920~970℃正火+730~750℃回火	650~800	450	15		40	500℃ DVM蠕变极限=100
18Cr3MoWV	退火	500	320	20	40	60	500℃ DVM蠕变极限=120
1Cr5Mo	900~950℃淬火+600~700℃回火（钢管以退火状态供货）	600	400	18			550℃ $\sigma_{10^5}=88$（正火回火状态） $\sigma_{1/10^5}=45$（退火状态） 600℃ 抗氧化失重0.3 g/(m^2·h) 650℃ 0.8 g/(m^2·h)

续表 13.8-28

钢号	热处理	室温力学性能					高温力学性能 /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
1Cr6Si2Mo	950℃空冷	550	300	30	60		600℃ $\sigma_{10^5}=37$，$\sigma_{1/10^5}=18$ 650℃ $\sigma_{10^5}=20$，$\sigma_{1/10^5}=11$ 750℃ 抗氧化失重 0.2 g/(m^2·h)
1Cr9Mo1	800~900℃退火	550~700	320	24			600℃ σ_{10^5}38，$\sigma_{1/10^5}=25$ 650℃ $\sigma_{10^5}=16$，$\sigma_{1/10^5}=12$
1Cr23Ni13	1 100~1 150℃，油、水或空冷	550	250	35	50		815℃ $\sigma_{10^5}=12$，$\sigma_{1/10^5}=16$
1Cr25Ni20	退火	245~340	600~640	40~53	55~75		815℃ $\sigma_{10^5}=10$，$\sigma_{1/10^5}=11$ 980℃ $\sigma_{10^5}=1.6$
Inconel（600）	冷轧后 1 050℃退火 5 min	700	280	40	50		540℃ $\sigma_{10^4}=140$，$\sigma_{10^5}=110$

表 13.8-29 炼油和化工设备用耐热钢的特点和用途

钢号	主要特点	用途举例
12Cr2Mo	工艺性好，在腐蚀性较弱时可代替 1Cr5Mo 钢	一般在 540℃以下使用，半成品有棒、锻件与钢管，油中最高可用到 600℃
20Cr2Mo	工艺性较 12Cr2Mo 稍差，具有较好抗氢腐蚀性能	用于 500℃以下，半成品有棒、锻件与钢板
18Cr3MoWV	抗氢性能好，并具有良好的高温强度	480~530℃使用的锻件，钢管和其他零件
15Al3MoWTi	具有良好的抗硫腐蚀和抗氧化性，可焊性较差	520℃以下可代替 1Cr5Mo 钢制造炉管、320℃石油输送管道
1Cr5Mo	具有一定的抗氧化性并耐硫腐蚀，有空淬倾向，焊接性能较差，冷变形性尚好	广泛应用于 550℃以下石油裂解管，650℃以下锅炉吊挂和燃气轮机衬套
1Cr6Si2Mo	与 1Cr5Mo 钢相似，但抗氧化性较好	石油裂解管与锅炉吊挂，最高可用到 700℃
1Cr9Mo1	具有很好的抗氧化性和耐硫腐蚀性，冷变形性尚好，可焊性稍差	550℃以下浸蚀性强的石油加工设备，650℃锅炉再热器
1Cr23Ni13	奥氏体钢，具有较高的强度与抗氧化性，对硫腐蚀敏感	820℃硝酸氧化炉炉盖和管道等
1Cr25Ni20	奥氏体钢具有较高的强度、抗氧化性和抗 CH_4、H_2、CO 腐蚀性	820~1 000℃转化炉炉管、裂化炉构件
Inconel（600）	具有很优良的抗氢、氮腐蚀性能	氨合成塔内件、丝网

1 锅炉用耐热钢

1.1 12CrMoG（12MX）

12CrMoG 钢是通用的质量分数为 0.5%Cr-0.5%Mo 低合金热强钢。与 0.5%Mo 钢相比，由于钢中含 0.5%Cr，提高了碳化物的稳定性，有效地阻止了石墨化倾向，并使钢的热强性提高，而又不影响其他工艺性能。该钢在 480~540℃下具有足够的热强性和运行可靠性，长期运行后，在室温和工作温度条件下的力学性能仍然足够高，显微组织变化不大，碳化物成分变化不明显，表现出良好的组织稳定性。该钢没有石墨化倾向，也没有热脆性。该钢具有较高的抗松弛性能，并且制管、焊接等工艺性能很好，无空淬倾向。

1.1.1 用途

适用于制造蒸汽参数为 510℃的高、中压蒸汽导管，以及管壁温度为 520~540℃的过热器管等。

1.1.2 技术条件

12CrMog 钢及其相类似钢号的化学成分见表 13.8-30，力学性能见表 13.8-31。

1.1.3 工艺性能

1）冶炼　可用转炉和电炉冶炼

2）热加工　始锻温度为 1 200℃，终锻温度≥800℃，锻后堆冷。

3）冷热弯曲加工　对 12CrMoG 钢的小口径钢管，可以进行冷弯，弯后不需要进行热处理。对大口径的蒸汽导管，冷弯后要进行高温回火处理。对于壁厚大于 20 mm 的大口径蒸汽导管，则需热弯，热弯时的加热温度约为 960℃，终弯温度应高于 800℃，热弯后，还要进行正火加高温回火处理。

4）热处理　钢管在正火回火状态使用。GB 5310—1995 标准规定 12CrMog 钢管的热处理制度为：正火温度 900~930℃，回火温度 670~720℃；保温时间：周期式炉大于 2 h，

表 13.8-30 12CrMoG 钢的化学成分（质量分数） %

国别	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P	Cu	Ni
中国	GB/T 3077—1999 12CrMo 优质钢	0.08~0.15	0.17~0.37	0.40~0.70	0.40~0.70	0.40~0.55	≤0.035	≤0.035	≤0.30	≤0.30
	GB/T 3077—1999 12CrMo 高级优质钢						≤0.025	≤0.025	≤0.25	
	GB/T 5310—1985 12CrMo	0.08~0.15	0.17~0.37	0.40~0.70	0.40~0.70	0.40~0.55	≤0.035	≤0.035		
	GB/T 5310—1995 12CrMog	0.08~0.15	0.17~0.37	0.40~0.70	0.40~0.70	0.40~0.55	≤0.030	≤0.030		
美国	ASTM A387—83 Gr.2	≤0.21	0.15~0.40	0.55~0.80	0.50~0.80	0.45~0.60	≤0.040	≤0.035		
	ASTM A335—81a P2 ASTM A213—83 T2	0.10~0.20	0.10~0.30	0.30~0.61	0.50~0.81	0.44~0.65	≤0.045	≤0.045		
	ASTM A182—82a F2	≤0.21	0.10~0.60	0.30~0.80	0.50~0.81	0.44~0.65	≤0.040	≤0.040		
前苏联	ЧМТУ 2579—54 ЧМТУ 2580—54 12MX	0.09~0.16	0.15~0.30	0.40~0.70	0.40~0.60	0.40~0.60	≤0.040	≤0.040	≤0.25	≤0.30

表 13.8-31 12CrMoG 钢的力学性能

技术条件	产品型式	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ（标距 50 mm）/% 纵向	δ（标距 50 mm）/% 横向	ψ /%	A_K /J	a_K /J·cm^{-2}
GB 3077—88 12CrMo	条钢	265	410	δ_5 24		60	110	140
GB 5310—85 12CrMo	无缝管	206	412~559	δ_5 21			69	70
GB 5310—95 12CrMoG	无缝管	205	410~560	21			纵向 35 横向 27	
ASTM A387—83 Gr.2 C1.1	板材	230	380~550	22				
ASTM A387—83 Gr.2 C1.2	板材	310	485~620	22				
ASTM A335—81a P2	无缝管	207	379	22	14			
ASTM A213—83 T2	无缝管	205	415	20				
ASTM A182—82a F2	锻件	275	485	20		30	143~192HB	
ЧМТУ 2579—54 12MX ЧМТУ 2580—54 12MX	无缝管	0.5σ_b	412~559	δ_5 21	σ_5 19	纵向 50 横向 45	纵向 69 横向 49	纵向 70 横向 50

连续式炉大于 1 h；缓冷至 300℃，然后空冷。当钢管的终轧温度符合规定的正火温度时，可用热轧代替正火。热处理后的金属组织为珠光体加块状铁素体。回火时应注意不要使回火温度接近或超过 A_{c1}（约 720℃），否则在回火加热时会发生部分奥氏体转变，产生少量马氏体或高碳针状贝氏体，导致钢的持久强度降低。

5）焊接 该钢的焊接性良好。手工焊焊条用热 207，焊前预热温度为 200~250℃（小口径薄壁钢管一般可不预热），焊后进行 650~700℃回火处理。气焊用 H12CrMo 焊丝；埋弧自动焊用 H12CrMo 焊丝和焊剂 250 或焊剂 260。

1.1.4 性能资料

（1）物理性能

12CrMo 钢的物理性能见表 13.8-32。

表 13.8-32 12CrMo 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.85						
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	25~100℃	25~200℃	25~300℃	25~400℃	25~500℃	25~600℃	25~700℃
	11.2	12.5	12.7	12.9	13.2	13.5	13.8
热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
	50.2	50.2	50.2	48.6	46.9	46.1	44.0
弹性模量 E /GPa	20℃			450℃			
	210.5			173.7			
临界点 /℃	A_{c1}	A_{c3}		A_{r1}	A_{r3}		
	720	880		695	790		

（2）许用应力

12CrMo钢及其类似钢号的许用应力如下。

1）我国《钢制石油化工压力容器设计规定》（1985）中规定的许用应力见表13.8-33。GB 150—1998《钢制压力容器标准》中规定的许用应力见表13.8-34。

2）美国ASME《锅炉及受压容器规范》中规定的相似钢号的许用应力见表13.8-35。

3）前苏联ГОСТ14249—80《容器及设备的强度计算方法及规定》中规定的12MX钢的许用应力见表13.8-36。

（3）力学性能

12CrMo钢管的高温屈服强度和持久强度（GB 150—1998，附录1，参考件）见表13.8-37。12MX钢的高温力学性能见表13.8-38，经过蠕变和持久强度试验后的12MX钢的室温力学性能见表13.8-39。

表13.8-33　《钢制石油化工压力容器设计规定》的许用应力和高温性能

品种	指标	σ_s /MPa	σ_b /MPa	在下列温度（℃）的强度值/MPa													
				20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	520	540
钢管	$\sigma_{0.2}$			245	221	206	191	181	167	157	147		142		137		
	σ_{10^5}														132	90	59
	许用应力	245	412	137	137	128	120	114	104	98	92	90	89	87	86	60	39

表13.8-34　12CrMo钢管的许用应力（摘自GB 150—1998）

技术条件	σ_b /MPa	σ_s /MPa	壁厚 /mm	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa												
				≤20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	525
GB 9948	410	205	≤16	128	113	108	101	95	89	83	77	75	74	72	71	50
GB 6479	410	205	≤16	128	113	108	101	95	89	83	77	75	74	72	71	50
	410	195	17～40	122	110	104	98	92	86	79	74	72	71	69	68	50

表13.8-35　《锅炉及受压容器规范》中规定的相似钢号的许用应力值

技术条件	σ_b（下限）/MPa	金属温度不超过下列数值（℃）的许用应力/MPa										
		-29～204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538
SA-387Gr.2Cl.I	379	95	95	95	95	95	95	95	95	92	63	41
SA-335 P2	379	95	95	95	95	95	95	95	95	92	63	41
SA-213 T2	414	103	103	103	103	103	102	99	97	94	63	41
SA-182 F2	483	121	121	121	121	121	121	121	121	117	63	41

注：摘自（ASME锅炉及受压容器规范，第1篇：动力锅炉，1986年）。

表13.8-36　前苏联12MX钢的许用应力（摘自ГОСТ14249—1980）

温度/℃	20	200	250	300	350	400	420	440	460	470	480	490	500	510	520	530	540
许用应力/MPa	147	145	145	141	137	132	129	126	122	117	114	105	96	82	69	57	47

表13.8-37　12CrMo钢管的高温屈服强度与持久强度（摘自GB 150—1998）

钢管壁厚 /mm	在下列温度（℃）下的 $\sigma_{0.2}$（σ_s）/MPa										σ_{10^5} /MPa	
	20	100	150	200	250	300	350	400	450	500	500℃	525℃
≤16	205	181	172	162	152	142	132	123	118	113	111	75
17～40	195	176	167	157	147	137	127	118	113	108	111	75

表13.8-38　12MX钢高温力学性能

热处理制度	取样方向	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
			MPa		%		
φ273×28管子920℃正火，680～690℃回火，空冷	纵向	0					176
		20	284	455	31.5	66.5	193
		100	268	431	24.3	62.7	201
		200	254	458	20.3	62.0	188
		300	292	483	20.3	57.4	160

续表 13.8-38

热处理制度	取样方向	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K
			MPa		%		/J·cm^{-2}
ϕ273×28管子920℃正火，680～690℃回火，空冷	纵向	400	257	458	22.9	62.0	182
		450	258	437	21.6	60.3	99
		500	240	405	22.1	61.8	96
		550	225	365	21.6	63.7	79
		600	225	312	25.8	64.3	145
	横向	0	295	472	28.0	64.0	110
		20					144
		100					165
		550					70

表 13.8-39　经蠕变和持久强度试验后12MX钢在20℃的力学性能

试验特性	试验状况				$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
	温度/℃	应力/MPa	时间/h	伸长率/%					
蠕变试验					271	488	28.0	65.8	100
	510	50	2 008	0.1	284	464	31.0	82.6	—
	540	40	1 736	0.1	275	457	26.6	65.1	—
	540	150	1 522	1.3	301	493	12.0	33.8	64
持久强度试验	480	300	2 245	4.4	369	471	8.6	15.6	25
	510	220	1 252	1.7	306	506	23.6	51.5	49
	510	280	260	4.3	240	491	10.0	30.5	—
	510	350	57	15.6	473	536	—	59.6	—
	540	280	396	2.1	314	352	1.6	3.6	—
	540	240	93	3.4	371	477	11.3	20.5	—

(4) 持久强度与蠕变极限

12CrMo及其相类似钢号的持久强度与蠕变极限见表13.8-40和表13.8-41，持久强度与蠕变曲线如图13.8-1和图13.8-2所示。

表 13.8-40　12CrMo钢的持久强度与蠕变极限　/MPa

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
920℃正火，680～690℃回火	480	220	150	250	200
	510		(500℃) 70	160	120
	540		35	110	70

表 13.8-41　12MX钢不同温度下的持久强度和蠕变极限　/MPa

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
910～930℃正火，670～690℃回火，缓冷至300℃	450	240	200	340	270
	480	225	155	255	200
	510	170	120	165	120
	540	122	82	110	73

注：棒材，纵向样，910～930℃正火+610～690℃回火，空冷

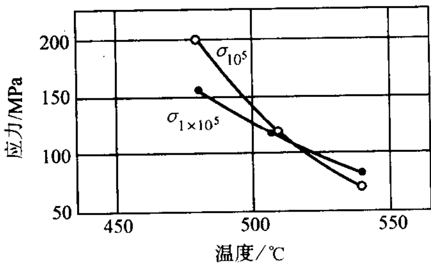


图 13.8-1　12MX钢不同温度下的持久强度与蠕变曲线

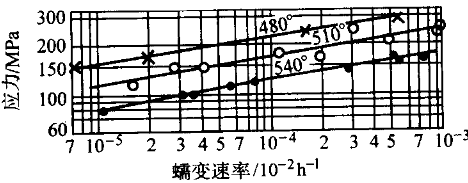


图 13.8-2　12MX钢蠕变曲线

(5) 组织稳定性

12CrMo钢的组织稳定性具体内容如下。

1) 长期运行后12CrMo钢的力学性能见表13.8-42。

表 13.8-42　长期运行后 12CrMo 钢的力学性能

主蒸汽管规格/mm	取样部位	运行时间/h	试样取向	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB	持久强度		蠕变极限
											σ_{10^5}/MPa	断裂时间/h	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa
φ273×26	监视段	0	纵向 横向	室温	248 252~272	474 475~483	33.2 33.2	65.2 59.1	178 102~133	143~144 130~144			
			纵向 横向	510		439 450	26.0 25.5	71.3 64.5	74 86		160.7		98.0
φ273×26	监视段	20204	纵向 横向	室温	304 288	473 475	26.7 28.6	53.0 58.0		157 137			
φ273×26	监视段	45141	纵向 横向	室温	286 266	446 452	32.8	66.2 63.2	185 99				
φ273×26	母管弯头	90329	纵向 横向	室温	252 270	441 447	33.9 33.1	68.2 63.5	146 111	135~138			
			纵向 横向	510					156 95		174.4	>1 775.3	73.5
φ273×26	监视段	107675	纵向 横向	室温	302 314	459 466	32.3 32.5	70.9 63.3	176 123	139~141			
			纵向 横向	510		311 338	34.7 38.1	78.1 77.3	129 66		121.5 126.4	>3 809 >2 484	73.5
φ273×26	监视段	149227	纵向 横向	室温	310.7 289.1	472.4 456.7	30.5 33.3	71.0 67.1	162.7 84.3	142			
			纵向 横向	510	139.2	211.7	28.0	81.6	132.3 91.1		102.9	>5 227	71.3
φ325×31	母管直管	255756	纵向 横向	室温	328.9 324.1	471.6 494.3	27.8 27.9	68.1 68.4					
				510	210.0	308.0		77.0			纵 92.2		72.8
	弯管	261032	纵向 纵外弧侧 横外弧侧 横内弧侧	室温	403.6 334.0 332.8 333.1	501.5 500.7 505.4 500.7	25.3 24.6 21.9 24.2	66.8 64.7 61.4 60.4	内弧 78~106 外弧 74~99 中性面 90~121	内弧 146~187 外弧 150~156 中性面 175~187			
				510	272.0	331.0	31.0	74.0			127.5		88.9
φ273×20	直管	207512	纵向 横向	室温	288.4 309.0	433.6 440.5	24.6 26.4	81.7 68.3	223.7 20.6	132			
			纵向 横向	510	175.6 194.2	274.7 292.3	22.8 33.4	80.4 75.1	132.4 85.3		97.1	>7 831	
	弯管外弧侧		纵向 横向	室温	295.3 312.0	429.7 443.4	25.3 33.6	82.7 64.9	248.2 99.1	143	88.3	>5 960	
			纵向 横向	510	175.6 197.2	274.7 293.3	23.4 30.0	79.1 73.1	157.0 72.6		91.2	>14 956	66.2

2）长期运行过程中12XM钢的力学性能变化曲线如图13.8-3所示。

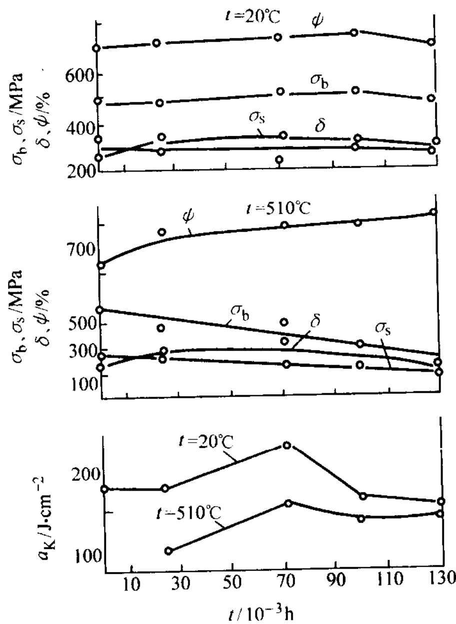


图13.8-3 运行过程中12MX钢力学性能变化曲线

3）在500～510℃下长期运行过程中12XM钢及其焊接接头的抗拉强度和屈服比变化曲线如图13.8-4所示。

4）长期时效后12XM钢冲击值的变化如图13.8-5所示。

5）12CrMo钢在510℃下长期运行后的碳化物成分和碳化物相结构的变化见表13.8-43。

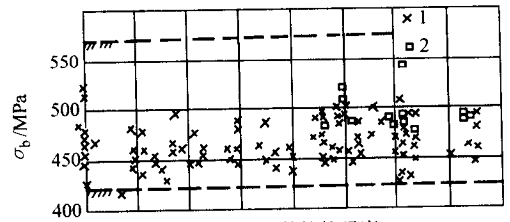
6）在运行过程中12XM钢碳化物中合金元素含量的变化曲线如图13.8-6所示；钢中钼向碳化物中转移的动力学曲线如图13.8-7所示。

（6）抗松弛性能

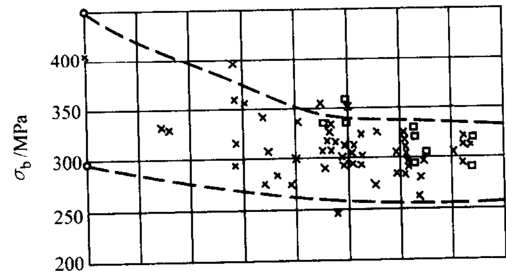
12XM钢在450℃时的抗松弛性能见表13.8-44。

1.2 15CrMog

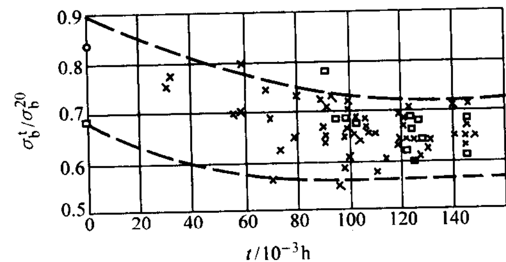
15CrMog钢是世界各国广泛应用的铬钼钢。该钢具有良好的工艺性能、焊接性能及较高的热强性能。在工作温度500～550℃下长期运行时无石墨化倾向，但会产生珠光体球化、合金元素从铁素体向碳化物中转移并发生碳化物类型的转变现象，从而导致钢的强度和热强性能降低。当工作温度超过550℃时，抗氧化性能变差，热强性能显著下降。该钢在450℃时的抗松弛性能良好。



(a) 室温下的抗拉强度



(b) 工作温度时的抗拉强度



(c) 工作温度时的抗拉强度与室温时的抗拉强度之比

图13.8-4 500～510℃抗拉强度随时间的变化曲线（横截面试样）

1—12MX钢；2—12MX钢的焊接接头

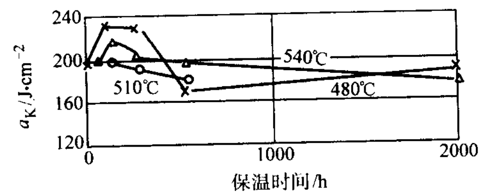


图13.8-5 长期时效后12MX钢冲击韧性的变化

表13.8-43 12CrMo钢510℃下运行后的碳化物成分与结构

主蒸汽管规格 /mm	运行时间 /h	碳化物元素的含量（质量分数）/%		碳化物中元素的含量占钢中该元素总含量的比值 /%		碳化物相结构
		Cr	Mo	Cr	Mo	
φ273×26主蒸汽管监视段 φ273×26主蒸汽母管弯头 φ273×26主蒸汽管监视段	0	0.059	0.012	11.3	2.7	主相：$Fe_3C(M_3C)$＋少量Mo_2C
	45 141	0.104	0.110	23.6	24.2	Fe_3C+Mo_2C＋少量M_6C
	90 329	0.098	0.180	18.1	41.5	$Fe_3C+Mo_2C+(Cr,Mn)_7C_3$＋少量M_6C
	107 675	0.125	0.249	24.0	55.3	$Fe_3C+Mo_2C+(Cr,Mn)_7C_3$＋少量M_6C
	149 227	0.137	0.336	26.9	74.7	主相：$M_3C+M_2C+M_{23}C_6$ 次相：$M_7C_3+M_6C$

续表 13.8-43

主蒸汽管规格 /mm		运行时间 /h	碳化物元素的含量（质量分数）/%		碳化物中元素的含量占钢中该元素总含量的比值 /%		碳化物相结构
			Cr	Mo	Cr	Mo	
ϕ325×31	直管	255 756	0.123	0.378	27.3	87.9	主相：M_3C 次相：$M_2C+M_6C+M_{23}C_6$
	弯管	261 032	0.150	0.361	31.3	80.2	主相：M_3C 次相：$M_{23}C+M_2C+M_6C+M_7C_3$
ϕ273×20	直管	未运行			11.3	2.7	
	直管	137 000			23.5	50.0	
	直管	207 512			24.0	68.5	主相：Fe_3C 次相：$Mo_2C+M_{23}C_6+M_6C$
	弯管	207 512			26.2	72.7	

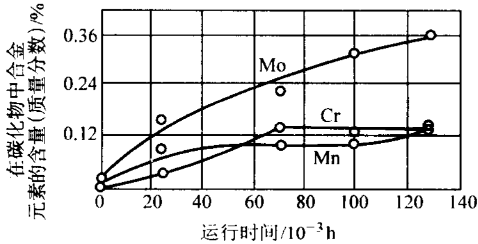


图 13.8-6　运行过程中 12XM 钢碳化物中合金元素含量的变化曲线

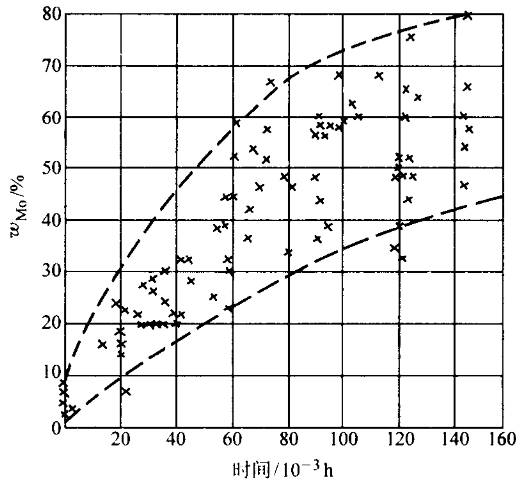


图 13.8-7　12XM 钢蒸汽管在 535℃下运行过程中，钼向碳化物和 15XM 钢中转移的动力学曲线

1.2.1　用途

用于制造蒸汽参数为 510℃的高、中压锅炉蒸汽管道、集箱以及壁温为 540℃的过热器管及锻件、弹性元件。表 13.8-45 中所列钢号，按 ASTM 规定，T11、T12 用于过热器管，P11、P12 用于蒸汽管道；按日本 JIS 规定，STBA21、STBA22、STBA23 用于过热器管，STPA21、STPA22、STPA23 用于蒸汽管道。15MX 钢可用作受热面管子和蒸汽管道，其最高许用温度为 550℃。

1.2.2　技术条件

15CrMo 钢及其相类似钢号的化学成分和力学性能见表 13.8-45 和表 13.8-46。

1.2.3　工艺性能

1）冶炼　采用电炉、转炉或纯氧顶吹转炉加炉外精炼工艺。

2）锻轧　始锻温度为 1 200℃，终锻温度为 850℃，堆冷。

3）冷热弯管　小口径钢管可进行冷弯，弯后不需要进行热处理。对于大口径钢管，当壁厚为 10～20 mm 时，弯曲半径小于等于 3 倍钢管外径时，可进行冷弯，但弯后要进行高温回火处理；当进行热弯时，加热温度约为 960℃，终弯温度应高于 800℃，弯后应进行正火加回火热处理。

4）热处理　按 GB 5310 标准，15CrMo 成品钢管的供货状态应为正火加回火。正火温度为 930～960℃，回火温度为 680～720℃，保温时间：周期式炉大于 2 h；连续炉大于 1 h。当热轧钢管的终轧温度符合规定的正火温度时，可用热轧代替正火。注意回火温度不要接近或超过 A_{c1}，否则在回火加热时会发生部分奥氏体转变，产生少量马氏体或针状贝氏体，从而降低钢的热强性能。常温下工作的重要零件可进行调质处理，淬火温度为（900±20）℃，空冷，并在 650℃左右进行高温回火。

表 13.8-44　12MX 钢 450℃抗松弛性能

热处理制度	初应力 /MPa	下列时间内的剩余应力/MPa						
		25 h	100 h	500 h	1 000 h	1 700 h	5 000 h	10 000h
900～920℃正火，630～650℃回火	260	183	173	162	160	156	(145)	(130)
	230	157	149	142	140	137	(128)	(117)
	200	141	134	128	124	123	(118)	(111)
	160	130	123	116	114	112	(110)	(104)
	130	107	101	97	95	94	(89)	(85)
	100	85	81	77	75	73	(71)	(67)

注：括号内为外推值。

表 13.8-45　15CrMo钢的化学成分（质量分数）　%

国别	技术条件	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
中国	GB/T 3077—1999　15CrMo	0.12～0.18	0.40～0.70	0.17～0.37	0.80～1.10	0.40～0.55		≤0.25	≤0.035	≤0.035
	GB/T 5310—1985　15CrMo	0.12～0.18	0.40～0.70	0.17～0.37	0.80～1.10	0.40～0.55		≤0.25	≤0.035	≤0.035
	GB/T 5310—1995　15CrMog	0.12～0.18	0.40～0.70	0.17～0.37	0.80～1.10	0.40～0.55	≤0.30	≤0.2	≤0.30	≤0.030
美国	ASTM A387—83 Gr.12	≤0.17	0.40～0.65	0.15～0.40	0.80～1.15	0.45～0.60			≤0.040	≤0.035
	ASTM A335—81a P12	≤0.15	0.30～0.61	≤0.50	0.80～1.25	0.44～0.65			≤0.045	≤0.045
	ASTM A213—83 T12	≤0.15	0.30～0.61	≤0.50	0.80～1.25	0.44～0.65			≤0.045	≤0.045
	ASTM A182—82a F12	0.10～0.20	0.30～0.80	0.10～0.60	0.80～1.25	0.45～0.60			≤0.040	≤0.040
	ASTM A387—83 Gr.11	≤0.17	0.40～0.65	0.50～0.80	1.00～1.50	0.45～0.60			≤0.040	≤0.035
	ASTM A335—81a P11	≤0.15	0.30～0.60	0.50～1.00	1.00～1.50	0.45～0.60			≤0.030	≤0.030
	ASTM A213—83 T11	≤0.15	0.30～0.60	0.50～1.00	1.00～1.50	0.45～0.60			≤0.030	≤0.030
	ASTM A182—82a F11	0.10～0.20	0.30～0.80	0.50～1.00	1.00～1.50	0.45～0.60			≤0.040	≤0.040
日本	JIS G3458—78 STPA22 JIS G3462—78 STBA22	<0.15	0.30～0.60	<0.50	0.80～1.25	0.45～0.65			≤0.035	≤0.035
	JIS G3458—78 STPA23 JIS G3462—78 STBA23	<0.15	0.30～0.60	0.50～1.00	1.00～1.50	0.45～0.65			≤0.030	≤0.030
前苏联	ЧМТУ 2579—54 ЧМТУ 2580—54　15MX	0.09～0.16	0.40～0.70	0.17～0.37	0.80～1.10	0.40～0.60	≤0.30	≤0.25	≤0.040	≤0.040
	TY14-3-460—75 15CrMo	0.11～0.16	0.40～0.70	0.17～0.37	0.80～1.10	0.40～0.55	≤0.25	≤0.20	≤0.025	≤0.035
德国	DIN 17175—79 13CrMo44 DIN 17155—83 13CrMo44	0.10～0.18 0.08～0.18	0.40～0.70 0.40～1.00	0.10～0.35 0.15～0.35	0.70～1.10 0.70～1.10	0.45～0.65 0.40～0.60		≤0.30	≤0.035 ≤0.030	≤0.035 ≤0.035
罗马尼亚	STAS 8184—87 14MoCr10	0.10～0.18	0.40～0.70	0.15～0.35	0.70～1.10	0.40～0.55		Al 0.015～0.045	≤0.035	≤0.035
前捷克斯洛伐克	ČSN14 5121～81 15121	0.10～0.18	0.40～0.70	0.15～0.35	0.70～1.30	0.14～0.60			≤0.040	≤0.040

表 13.8-46　力 学 性 能

技 术 条 件	产品类型	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5/%		ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
				纵向	横向		
GB/T 5310—1985 15CrMo	管	纵向 235 横向 226	纵向 441～638 横向 441	21	20		纵向 59 横向 49
GB/T 5310—1995 15CrMog	管	纵向 235 横向 225	纵向 440～640 横向 440	21	20		纵向 A_{KV}35J 横向 A_{KV}27J
ASTM A387—83 Gr.11 Cl.1 ASTM A387—83 Gr.11 Cl.2	板	240 310	415～585 515～690	22 22			
ASTM A335—81a P11	管	207	414	22	14		
ASTM A213—83 T11	管	205	415	22			
ASTM A182—82a F11	锻件	275	485	20		30	143～207HB
ASTM A387—83 Gr.12 Cl.1 ASTM A387—83 Gr.12Cl.2	板	230 275	380～550 450～585	22 22			
ASTM A335—81a P12	管	207	414	22	20		
ASTM A213—83 T12	管	205	415	22			

续表 13.8-46

技术条件		产品类型	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5/%		ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
					纵向	横向		
ASTM A182—82a F12		锻件	275	485	20		30	143~207HB
JIS G3458—78 STPA 22 JIS G3462—78 STBA 22 JIS G3458—78 STPA 23 JIS G3462—78 STBA 23		管	205	415	(11号、12号试样)30	(5号试样)25 (5号试样)25		
ЧМТУ 2579—54 15MX ЧМТУ 2580—54 15MX		管	$0.5\sigma_b$	431~588	21	19	纵向50 横向45	纵向59 横向49
TY14-3-460—75 15CrMo		管	235	441~637	21	20	纵向50 横向45	纵向59 横向49
DIN 17175—79 13CrMo44	壁厚≤40 mm	管	290	440~590	22	20		A_{KV} (DVM) 纵向48J 横向34J
	壁厚>40~60 mm		280					
DIN 17155—83 13CrMo44	板厚≤16 mm	板	300	440~590	20			A_{KV} (ISO) 横向31J
	板厚>16~60 mm		295					
	板厚>60~100 mm		275	430~580	19			A_{KV} (ISO) 横向27J
	板厚>100~150 mm		255	420~570				
STAS 8184—87 14MoCr10	壁厚≤16 mm 壁厚>16~≤40 mm 壁厚>40 mm	管	290 290 280	450~580	20		55	60
CSN41 5121—81 15121	壁厚≤36 mm	管	295	440~590	22			纵向78,横向59
	板厚≤16 mm	板	304	430~600				横向59
	板厚>16~≤40 mm		294					
	板厚>40~≤60 mm		294					
	厚<100 mm	锻件	325	470~610	22	20	HB 135~185	纵向98
	厚<250 mm		255		21	19	124~172	纵向49,横向39
	厚≤40 mm	棒	295	440~640	22			横向59 127~183HB
	厚>40~100 mm		275					

5）焊接 15CrMog钢焊接性能良好，可进行碰焊、电弧焊等。手工焊采用E5515—B2（热307）焊条。对于小口径薄壁钢管一般可不预热，壁厚较厚的钢管，焊前需预热到200~250℃，焊后进行650~680℃回火处理。气焊用H12CrMo或H15CrMo焊丝，自动焊采用H15CrMo焊丝和焊剂250。

1.2.4 性能资料

（1）物理性能

15CrMog钢的物理性能见表13.8-47。

（2）等温与连续冷却转变曲线

15CrMog钢等温转变曲线如图13.8-8所示，连续冷却转变曲线如图13.8-9所示。

（3）许用应力

15CrMoG钢及其类似钢号的许用应力如下。

1）15CrMog钢的许用应力见表13.8-48和表13.8-49。

2）13CrMo44钢的许用应力见表13.8-50。

3）美国部分相类似钢号的许用应力见表13.8-51。

4）前苏联15MX钢的许用应力见表13.8-52。

表 13.8-47　15CrMog 钢的物理性能

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.85						
定压比热容 c_P/kJ^{-1}·kg^{-1}·K^{-1}	0.46	0.50	0.50	0.54	0.54	0.63	0.80
线胀系数 α_l(与 0℃间)/10^{-6}K^{-1}		11.9	12.6	13.2	13.7	14.0	14.3
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	44.4	44.4	44.4	41.9	39.4	37.3	34.8
弹性模量 E/GPa	217	213	206	197	189	179	169
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m	0.24	0.28	0.36	0.44	0.55	0.66	0.80
磁性	顺磁性						
临界点/℃		A_{c1}			A_{c3}		
		745			845		

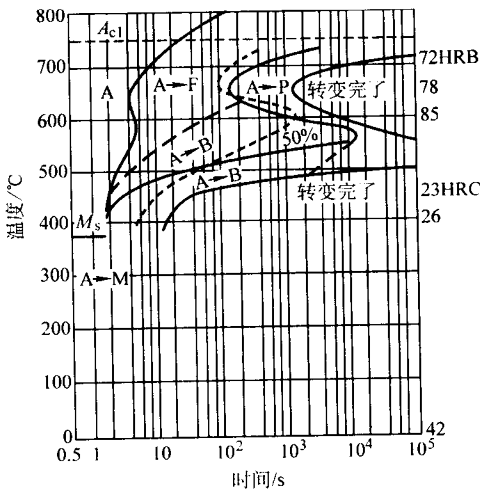


图 13.8-8　15CrMog 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	Cr	Mo
0.17	0.23	0.80	1.06	0.24

奥氏体化温度 925℃

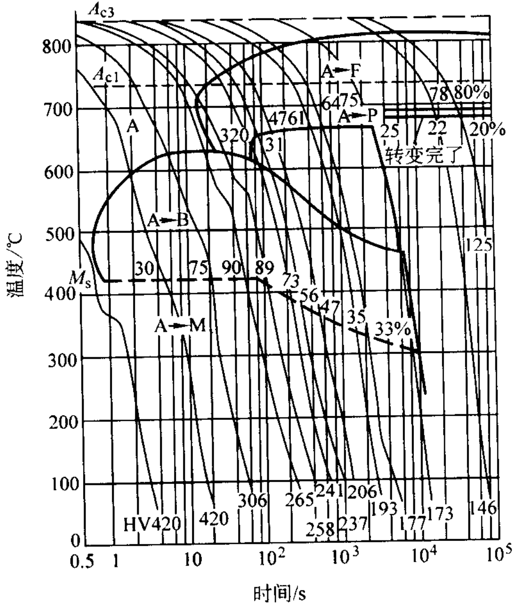


图 13.8-9　15CrMog 钢连续冷却转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	Cr	Mo
0.18	0.25	0.62	0.80	0.40

奥氏体化温度 920℃

(4) 力学性能

15CrMog 及其类似钢号的力学性能如下。

1) 15CrMog 钢高温屈服强度的最小值（GB 5310—1995）见表 13.8-53。

表 13.8-48　15CrMog 钢的许用应力（摘自 GB/T 9222—1988）

$\sigma_s^{20℃}$ /MPa	$\sigma_b^{20℃}$ /MPa	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa																
		20	250	300	340	380	420	440	460	470	480	490	500	510	520	530	540	550
225	441	150	148	143	136	131	126	124	122	120	119	112	96	82	69	59	49	40

表 13.8-49　15CrMog 钢的许用应力（钢制石油化工容器设计规定，1985）

类别	壁厚（板厚）/mm	σ_b /MPa	σ_s /MPa	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa															
				≤20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	520	540	560	580
钢管	≤20 ≤24	441	255 235	147	144 131	145 123	125 117	120 111	111 101	104 95	98 89	96 87	95 86	93 84	92 82	66	44	28	
钢板（正火加回火）	6~60 >60~100	441 431	274 265	147 144	147 144	147 141	138 131	131 125	123 117	117 111	111 104		104 101	103 100	97	66	44	28	

表 13.8-50 德国 13CrMo44 钢的许用应力

壁厚 s /mm	$\sigma_s^{20℃}$ /MPa	$\sigma_b^{20℃}$ /MPa	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa															
			20	200	250	300	350	400	420	440	460	480	500	510	520	530	540	550
≤40	290	440~590	146	146	146	143	133	126	124	121	119	118						
40 < s ≤60	280	440~590	146	146	146	136	126	120	117	114	112	111	91	77	62	52	40	32
60 < s ≤890	270	440~590	146	146	146	130	120	113	110	108	106	104						

表 13.8-51 美国钢号的许用应力

技术条件	级别或类别	σ_b 下限 /MPa	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa														
			-29~204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649
SA-387	12C1.1	379	95	95	95	95	95	95	95	92	88	76	46	30	18	(10)	(7)
SA-387	12C1.2	448	112	112	112	112	112	112	112	109	104	76	46	30	18	(10)	(7)
SA-213 SA-335	T12 P12	414	103	103	103	103	103	103	102	98	90	76	46	28	19	(11)	(7)
SA-182 SA-336	F12	F12	483	121	121	121	121	121	121	118	110	76	46	30	18	(10)	(7)
SA-387	11C1.1	414	103	103	103	103	103	103	103	101	96	76	48	32	19	(14)	(8)
SA-182 SA-213 SA-335	F11b T11 P11	414	103	103	103	103	103	103	103	99	90	76	46	28	21	(17)	(8)
SA-182	F11	483	121	121	121	121	121	121	121	118	110	76	48	32	19	(14)	(8)
SA-387	11C1.2	517	130	130	130	130	130	130	130	126	110	76	48	32	19	(14)	(8)

表 13.8-52 前苏联 15MX 钢的许用应力（摘自 ГОСТ 14249—1980）

温度/℃	20	200	250	300	350	400	420	440	460	480	500	510	520	530	540
许用应力/MPa	155	152	152	147	142	137	135	132	127	117	99	84	74	67	57

表 13.8-53 15CrMoG 钢高温 $\sigma_{0.2}$ 最小值（摘自 GB/T 5310—1995）

温度/℃	200	250	300	350	400	450	500
$\sigma_{0.2}$/MPa	269	256	242	228	216	285	198

2）我国《钢制石油化工压力容器设计规定》和 GB 150—1998 标准规定的 15CrMog 钢的高温力学性能见表 13.8-54。

3）15CrMog 钢高温力学性能统计值见表 13.8-55。

4）15CrMog 钢的 δ_5 与 ψ 的平均值见表 13.8-56。

5）15CrMog 钢在不同热处理制度下的高温力学性能见表 13.8-57。

6）15MX 钢的高温力学性能见表 13.8-58。

7）13CrMo44 钢的高温屈服强度最小值见表 13.8-59。

8）美国 SA387Gr.12 钢不同热处理制度下的力学性能见表 13.8-60；不同温度下的强度变化曲线如图 13.8-10 所示。

表 13.8-54 15CrMog 钢的高温力学性能

品种和规格			在下列温度（℃）下的 $\sigma_{0.2}$/MPa										在下列温度（℃）下的 σ_{10^5} /MPa			
			20	100	150	200	250	300	350	400	450	500	500	520	540	560
钢板	6~60 mm		275	250	235	221	211	196	186	177	167	162	146	99	67	43
	>60~100 mm		265	240	226	211	201	186	177	167	162	157	146	99	67	43
钢管	YB 237—70，≤20 mm		255	230	216	201	191	177	167	157	152	147	146	99	67	43
	YB 529—70，≤24 mm		235	211	196	186	177	162	152	142	137	132	146	99	67	43
锻件			255	230	216	201	191	177	167	157	152	147	146	99	67	43
钢管	GB 150—1998													525℃	550℃	
		≤16 mm	235	211	196	186	176	162	152	142	137	132	132	87	56	
		17~40 mm	225	201	186	176	167	152	142	137	132	127	132	87	56	

表 13.8-55 15CrMog 钢的高温力学性能统计值 MPa

项目	20℃		200℃		300℃		400℃		450℃		500℃		550℃	
	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b
平均值	367	515	323	479	292	503	247	505	242	475	239	437	261	374
95%可靠度上限值	419	545	375	509	344	533	300	535	295	505	292	467	313	404
95%可靠度下限值	314	485	270	449	239	473	195	475	190	445	187	406	280	344

注：ϕ23，950℃×45 min 正火+680℃×3 h 回火。

表 13.8-56 15CrMog 钢 δ_5 与 ψ 平均值 %

温度/℃	20	200	300	400	450	500	550
δ_5	32.5	24.3	23.9	26.7	25.4	26.1	30.3
ψ	75.0	71.1	67.3	75.1	76.0	79.1	83.0

表 13.8-57 15CrMog 钢不同热处理制度下的高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
950℃正火 45 min, 680℃回火 3 h	20	360	509	33	75	
	200	317	470	24	71	
	300	286	494	33	67	
	400	243	495	27	75	
	450	238	466	25	76	
	500	235	428	26	79	
	550	256	367	30	85	
900~920℃正火, 630~650℃正火	400	245	495	24	70	162
	450	245	481	22	74	167
	500	265	441	20	76	
	550	245	412	21	78	

表 13.8-58 15MX 钢的高温力学性能

温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_K /J·cm^{-2}	E /GPa	σ_{-1} $N=1\times10^7$ 次	σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^5}
	MPa		%			MPa				
20	350	540	25.5	67.0	270	208.5	290~320			
350	255	510	22.0	67.0	250					
400	250	505	23.5	69.5	165					
425								200	155	
450	250	490	21.5	74.0	170	117.6				240
475								175	100	180
500	270	450	20.0	75.5					80	110~145
520	270	420	20.0	62~82				135	55	
550	250	420	21.0	78.5					45	53~70
560								60	35	
600	245	310	22.0	51~77						

注：900~920℃正火+630~650℃回火。

表 13.8-59 13CrMo44 钢的高温屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 最小值 MPa

技术条件	壁厚或板厚/mm	200℃	250℃	300℃	350℃	400℃	450℃	500℃
DIN 17175—79 13CrMo44 无缝管	≤10	255	245	230	215	205	195	190
	>10~≤40	240	230	215	200	190	180	175
	>40~≤60	230	220	205	190	180	170	165
	>60~≤80	220	210	195	180	170	160	155

续表 13.8-59

技术条件	壁厚或板厚/mm	200℃	250℃	300℃	350℃	400℃	450℃	500℃
Din 17155—83 13CrMo44 钢板	≤10	255	245	230	215	205	195	190
	>10~≤40	240	230	215	200	190	180	175
	>40~≤60	230	220	205	190	180	170	165
	>60~≤100	220	210	195	185	175	165	160
	>100~≤150	210	200	185	175	170	160	155

表 13.8-60 SA387 Gr.12 钢不同热处理制度下的力学性能

热处理制度	板厚 /mm	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	a_K /J·cm^{-2}	A_{KV} (0℃) /J
正火	8	500	623	23.3	142	—
	13	384	527	31.2	182	—
	15	358	508	32.7	180	—
正火加回火加消除应力退火	25	360	482	30.0	—	60
	75	392	520	27.0	—	56

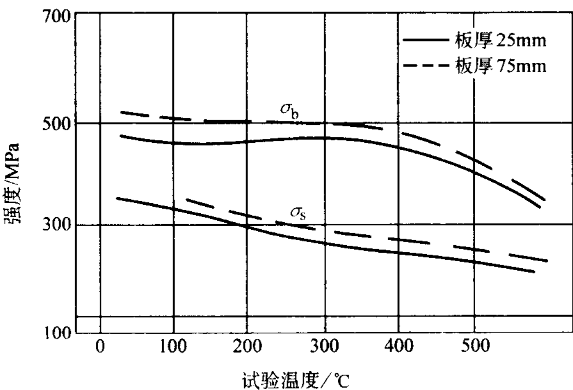


图 13.8-10 SA387 Gr.12 钢在不同温度下的强度曲线

9）美国 SA387Gr.12 钢焊接接头的力学性能见表 13.8-61。

10）罗马尼亚 14MoCr10 钢的高温屈服强度见表 13.8-62。

11）前捷克斯洛伐克 15121 钢高温屈服强度最低值见表 13.8-63。

（5）持久强度与蠕变极限

15CrMoG 及其类似钢号的持久强度及蠕变极限如下。

1）15CrMoG 钢管持久强度推荐值（GB 5310—95）见表 13.8-64。

2）15CrMog 钢不同热处理制度下的持久强度值见表 13.8-65。

3）四个炉号的 15CrMog 钢持久强度统计平均值见表 13.8-66。

4）前苏联 15MX 钢不同温度下的持久强度和蠕变曲线如图 13.8-11 和图 13.8-12 所示。在不同应力下的蠕变变形曲线如图 13.8-13 所示。

表 13.8-61 SA387 Gr.12 钢焊接接头力学性能

板厚 /mm	焊接方法	焊接条件	拉伸性能		夏比 V 形缺口冲击性能		
			σ_b /MPa	破断位置	缺口位置	吸收功（0℃） /J	FATT /℃
25	手工电弧焊	焊条 CMB—96 直径 $\phi 5$ 热输入：22 kJ/cm	500	母材	焊缝	80	-9
					熔合线	267	-20
					热影响区	195	-17
70	埋弧焊	焊丝 μ s-5111 直径 $\phi 4$ 焊剂 G80 热输入 43 kJ/cm	530	母材	焊缝	53	0
					熔合线	57	8
					热影响区	108	-3

注：焊后 650℃×5 min/mm 炉冷。

表 13.8-62 高温屈服强度 $\sigma_{0.2}$ MPa

技术条件	管壁厚度/mm	200℃	250℃	300℃	350℃	400℃	450℃	500℃
STAS 81840-87	≤40.0	>240	>230	>215	>200	>190	>180	>175
14MoCr10	>40.0	>230	>220	>205	>190	>180	>170	>165

表 13.8-63　前捷克斯洛伐克 15121 钢的高温屈服强度最低值（摘自 ČSN 5121—81）　MPa

温度/℃	200	250	300	350	400	450	500	550
管	275	255	235	216	206	196	177	151
板	265	255	235	216	206	196	177	
锻件	235	216	196	186	167	157	137	120
棒	255	245	235	216	196	186	177	167

表 13.8-64　15CrMoG 钢管持久强度推荐值（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	490	500	510	520	530	540	550
σ_{10^5}	168	145	124	106	91	75	61

表 13.8-65　15CrMog 钢不同热处理制度下的持久强度

热处理制度		500℃			550℃		
		σ_{10^4}	σ_{10^5}	最长试验时间/h	σ_{10^4}	σ_{10^5}	最长试验时间/h
		MPa			MPa		
920~940℃正火，630~650℃回火		248	156	9 359	109	64	4 202
1 150~1 200℃保温 10 min 空冷，具有铁素体网状组织		287	212	30 602	143	92	27 433
供货状态，具有马氏体组织	$\phi38\times3.5$ 钢管管子爆破				106 105	65 63	1 922 1 566
	$\phi42\times3.5$ 钢管管子爆破				62	27	2 956

表 13.8-66　15CrMog 钢的持久强度统计平均值

温度/℃	σ_{10^5}/MPa	最长试验时间/h	温度/℃	σ_{10^5}/MPa	最长试验时间/h
480 530	323 127	7 442 6 679	550	96	3 233

注：管坯锻至 $\phi23$，950℃×45 min 正火+680℃×3 h 回火。

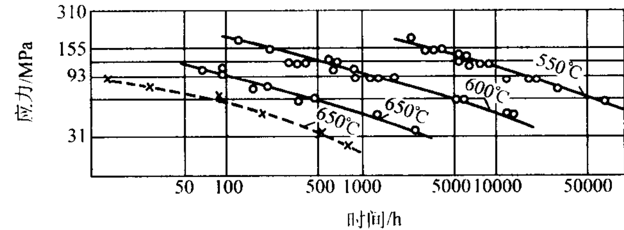


图 13.8-11　15XM 钢的持久强度曲线

热处理制度：○ 950℃正火

× 900℃正火+690℃回火 5 h

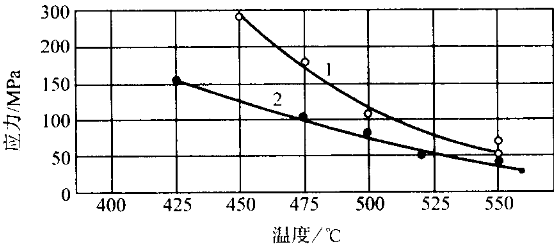


图 13.8-12　15XM 钢在不同温度下的持久强度与蠕变曲线

1—持久强度 σ_{10^5}；2—蠕变极限 $\sigma_{1\times10^{-5}}$

5）德国 13CrMo44 钢的蠕变极限和持久强度平均值见表 13.8-67。

6）15CrMog 钢的蠕变极限值见表 13.8-68。

7）罗马尼亚 14MoCr10 钢的蠕变极限与持久强度见表 13.8-69。

8）前捷克斯洛伐克 15121 钢的持久强度与蠕变极限见表 13.8-70。

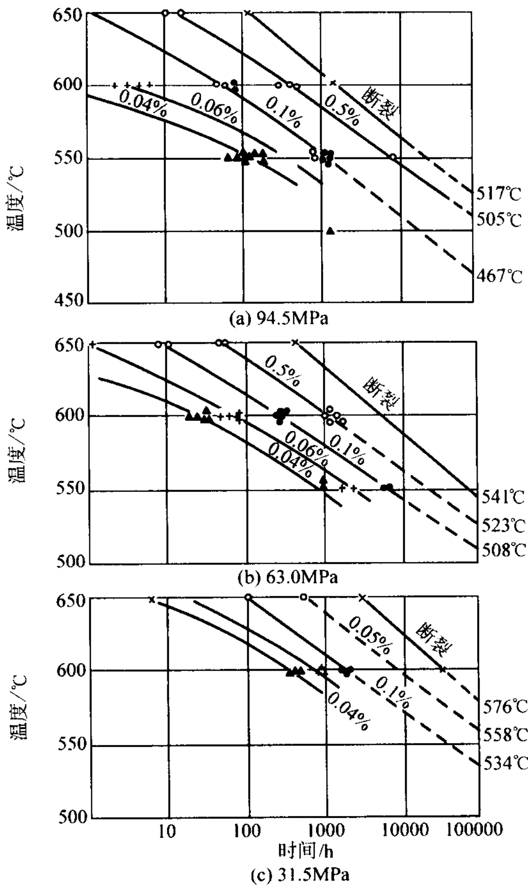


图 13.8-13　15XM 钢在不同应力下的变形曲线

表 13.8-67 13CrMo44 钢的蠕变极限和持久强度平均值（摘自 DIN17175—79，DIN17155—83） MPa

温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}	$\sigma_{2\times10^5}$
405	245	191	370	285	260
460	228	172	348	251	226
470	210	152	328	220	195
480	193	133	304	190	167
490	173	116	273	163	139
500	153	98	239	137	115
510	139	83	209	116	96
520	122	70	179	94	76
530	106	57	154	78	62
540	90	46	129	61	50
550	76	36	109	49	39
560	54	30	91	40	32
570	53	24	76	33	26

表 13.8-68 15CrMog 钢的蠕变极限

温度/℃	应力/MPa							蠕变极限/MPa	
	353	275	177	157	137	118	108	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
	蠕变速率/10^{-5}%h^{-1}								
480	2 900	32							
530			180	97.6	60	17.6	12	105	70
550					330	11.7			

表 13.8-69 14MoCr10 钢的蠕变极限与持久强度 MPa

温度/℃	蠕变极限		持久强度	
	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
450	245	191	362	272
460	227	171	332	242
470	209	151	309	206
480	192	133	275	177
490	173	115	243	150
500	156	98	206	129
510	139	83	181	109
520	121	69	155	94
530	105	56	134	77
540	90	46	114	60
550	76	36	98	49
560	63	30	85	40
(570)	(52)	(24)	(72)	(33)

表 13.8-70 前捷克斯洛伐克 15121 钢的持久强度与蠕变极限（摘自 ČSN41 5121—81） MPa

温度/℃	48	490	500	510	520	530	540	550	560	570	580
σ_{10^4}	310	271	238	208	178	153	130	110	92	76	64
σ_{10^5}	209	176	147	120	98	80	66	53	43	36	
$\sigma_{2\times10^5}$	179	149	121	98	79	64	52	42	34	28	

续表 13.8-70

温度/℃	48	490	500	510	520	530	540	550	560	570	580
$\sigma_{2.5\times10^5}$	169	140	115	93	74	60	48	39	31	26	
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	198	183	167	145	122	102	84	69	58	53	
$\sigma_{1\times10^{-5}}$	146	129	113	94	78	64	50	38	29	24	

(6) 组织稳定性

15CrMog 钢长期时效或长期运行后的力学性能和碳化物成分及相结构的变化如下。

1) 15CrMog 钢长期时效后的室温及高温力学性能见表 13.8-71 和表 13.8-72。

2) 15CrMog 钢高温过热器管长期运行后的力学性能见表 13.8-73。

3) 15MX 钢主蒸汽管长期运行后的力学性能见表 13.8-74 和表 13.8-75。在 500～510℃时，抗拉强度与运行时间的关系曲线如图 13.8-14 所示。

4) 长期运行后 15MX 钢的碳化物成分和相结构见表 13.8-76，钢中钼向碳化物转移的动力学曲线如图 13.8-15 所示。

(7) 抗松弛性能

15CrMog 钢抗松弛性能见表 13.8-77。

(8) 抗氧化性能

15CrMog 钢抗氧化性能见表 13.8-78 和图 13.8-16。

表 13.8-71 15CrMog 钢时效后的室温力学性能

时效状态		σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J	HB
温度/℃	时间/h	MPa		%			
550	1 000	343	482	36	76	234	181
	3 000	348	478	34	77	256	179
	5 000	348	488	33	76	253	176
	10 000	348	480	33	77	256	175
600	1 000	336	463	34	77	254	169
	3 000	343	472	34	77	259	165
	5 000	345	470	33	76	223	164
650	500	378	482	33	77	253	168
	1 000	341	454	34	74	183	163
	3 000	296	410	36	78	48	151
	5 000	286	404	37	71	62	150
	10 000	237	375	42		>294	144

表 13.8-72 15CrMog 钢时效后的高温力学性能

时效状态		试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_{10}	ψ
温度/℃	时间/h		MPa		%	
550	1 000	550	170	293	22	86
	3 000		169	281	23	86
	5 000		161	265	23	87
	10 000		161	263	23	87
600	1 000	550	170	275	21	87
	3 000		159	266	21	86
	5 000		159	259	22	84

表 13.8-73 15CrMog 钢高温过热器管长期运行后的室温力学性能

运行时间/h	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	HB
未运行	323	459～470	22.2～28.9		
50 066		480～485	26.0～29.0	44.5～50.0	167
		470～490	29.0	44.5～61.5	149
		466～485	30.0～33.0	46.5～59.0	148
80 587		421	29.0～31.0	72.0～74.0	149
		407～412	28.0～33.0	72.0～74.0	149
		387～426	29.0～31.0	73.5～74.0	156
90 160	225～319	402～431	28.5～35.5	61.5～66.0	129

续表 13.8-73

运行时间/h	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	HB
96 357	274 ~ 343 270 ~ 328	421 ~ 461 421 ~ 456	19.5 ~ 28.0 21.0 ~ 24.5	57.0 ~ 65.5 59.5 ~ 73.5	149 129
104 081	309 ~ 314 283 ~ 283 279 ~ 299 265 274 ~ 279 284 ~ 299 309 ~ 304 299 ~ 314	426 ~ 431 441 ~ 446 431 ~ 431 417 ~ 426 426 ~ 431 426 ~ 456 441 ~ 461 441 ~ 461	30.0 ~ 30.5 29.5 ~ 34.0 28.5 ~ 30.0 29.5 ~ 34.5 31.5 32.5 ~ 31.5 35.5 35.5		134 149 129 124 134 129 139 149
ГОСТ4543—61	≥294	≥441	≥22.0	≥60.0	≤156

表 13.8-74　15MX 钢管长期运行后的力学性能（前苏联电厂运行资料）

运行时间/h	工作应力/MPa	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ_5/%		ψ/%		a_K/J·cm^{-2}		σ_{10^5}/MPa
		20℃	510℃	20℃	510℃	20℃	510℃	20℃	510℃	20℃	510℃	
105 000	34.3	490.0	345.9	298.9	201.9	30.7	25.9	56.9	67.2	88.2	49.0	156.8
127 878	39.2	533.1	345.0	314.6	238.1	25.3	24.8	69.8	76.8	106.8	98.0	132.3
124 988	44.1	501.8	332.2	328.3	254.8	28.4	23.6	72.4	79.3	201.9	72.5	137.2
127 019	44.1	538.0	305.8	318.5	234.2	26.2	20.3	65.4	76.2	77.4	82.3	109.8
129 337	44.1	486.1	284.2	280.3	269.5	30.1	30.7	65.8	80.2	97.0	76.4	107.8
135 000	44.1	476.3	332.2	299.9	222.5	29.5	28.1	61.6	71.4	107.8	60.8	156.8
94 365	45.0	541.9	310.7	306.7	223.4	24.7	30.5	66.7	76.4	92.1	82.3	112.7
120 115	48.0	472.4	305.8	259.7	209.7	33.1	31.1	75.1	79.1	247.0	171.5	137.2
112 312	49.0	523.3	354.8	330.3	260.7	27.5	28.8	65.3	71.4	91.1	56.8	156.8
131 300	49.0	485.1	290.1	265.6	198.9	27.9	32.0	68.8	77.5	106.8	91.5	107.8
119 559	57.8	570.4	370.4	414.5	314.6	23.3	19.6	66.8	74.9	124.5	129.4	166.6
153 100		447.9	304.8	311.6	204.8	33.4	30.6	66.7	73.2	127.4	99.0	
153 100		444.9	307.7	298.9	202.9	33.5	32.0	67.7	73.1	122.5	97.0	
169 597		472.4	332.2	340.1	273.4	31.7	26.4	71.2	71.2	13.23	99.0	

表 13.8-75　长期运行后 15MX 钢的力学性能

基本情况	累计运行时间/h	试样取向	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB	σ_{10^5}/MPa	最长断裂时间/h	$\sigma_{10^{-5}}$/MPa	最大变形量/%	平均蠕变速度/10^{-2}h^{-1}
ϕ273×26 主蒸汽母管 510℃ 9.8MPa	137 150	纵向 横向	室温	290 294	507 503	27.9 30.0	50.7 51.3	242 165	145 ~ 149 145 ~ 148					
		纵向 横向	510	192	298	34.2	79.8	225 174		10.9	3 268	83.3		1.2×10^{-8}
	180 678	纵向 横向	室温	294 250	502 471	31.5 29.2	76.7 74.5	277 181	141					
		纵向 横向	510	147	213	37.5	86.5	211 189		103.9	5 148	86.2	510℃ 203 000 h 0.44	0.22×10^{-7}
主汽母管焊口	180 678	纵向	室温 310	282 143	441 216	 137	69.7 77.2			108.8	5 249			

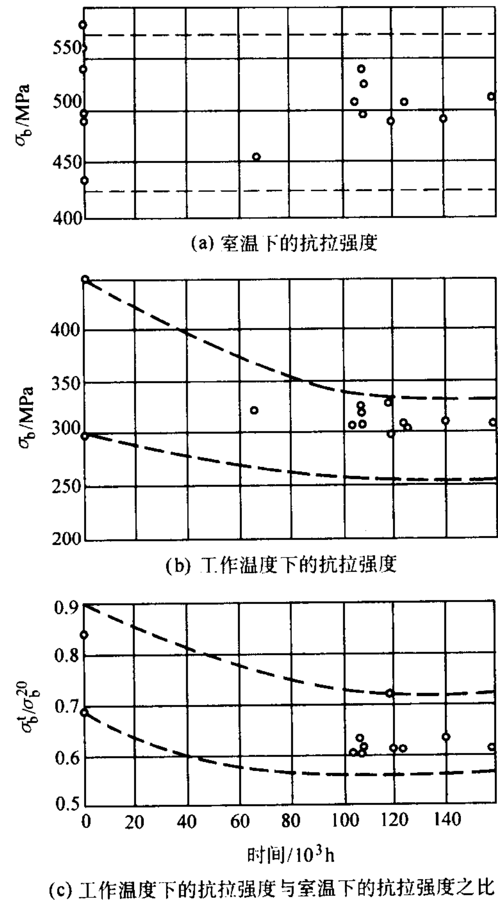


图 13.8-14 500~510℃时，15XM钢的抗拉强度和运行时间的关系（横截面试样）

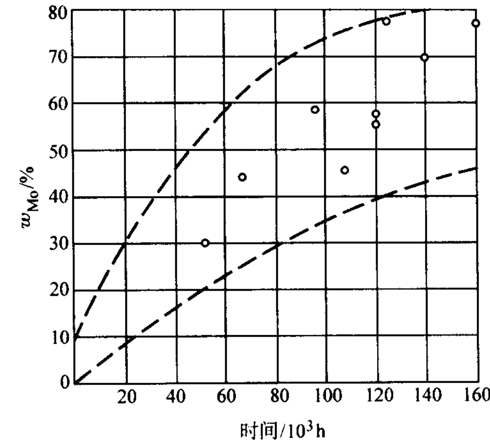


图 13.8-15 15XM钢蒸汽管在535℃运行过程中，钼向碳化物转移的动力学曲线

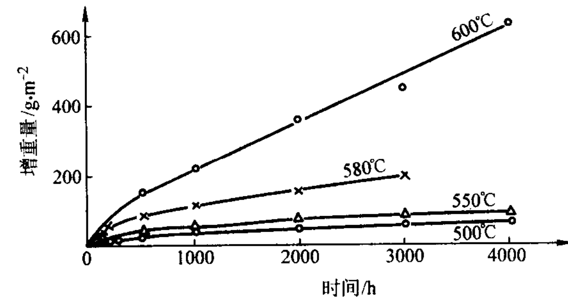


图 13.8-16 15CrMog钢抗氧化曲线

表 13.8-76 长期运行后15MX钢碳化物成分与相结构

基本情况	累计运行时间/h	合金元素在碳化合物中的含量（质量分数）/%		碳化物中合金元素含量占钢中该元素的含量/%		碳化物相结构
		Cr	Mo	Cr	Mo	
φ273×26主蒸汽母管 510℃ 9.8 MPa	137 150	0.320	0.314	30.5	74.7	主相：$Fe_3C(M_3C)+Mo_2C$ 次相：$(Cr, Mn)_7C_3$+少量M_6C
	180 678	0.333	0.223	32.6	54.4	主相：$M_3C+M_{23}C_6+M_7C_3$ 次相：M_2C+M_6C

表 13.8-77 15CrMog钢抗松弛性能

初应力/MPa	450℃下的残余应力(在下列时间后)/MPa						
	50 h	150 h	500 h	1 100 h	1 700 h	5 000 h	10 000 h
255	179	173	166	158	153	(130)	(93)
225	171	167	161	153	147	(115)	(87)
196	147	143	136	131	125	(106)	(81)
157	127	127	123	117	115	(98)	(74)
127	112	110	107	103	100	(85)	(67)
98	81	78	75	74	71	(57)	(41)

注：括号内为外推值。

表 13.8-78 15CrMog 钢的抗氧化性能

温度/℃	平均氧化速度/g·m⁻¹·h⁻¹	年腐蚀深度/mm·a⁻¹	备 注	温度/℃	平均氧化速度/g·m⁻¹·h⁻¹	年腐蚀深度/mm·a⁻¹	备 注
500	9.3×10^{-3}	2.4×10^{-2}	1级完全抗氧化	580	3.1×10^{-2}	7.9×10^{-2}	1级完全抗氧化
500	1.4×10^{-2}	3.6×10^{-2}		600	1.4×10^{-1}	3.6×10^{-1}	2级抗氧化

1.3 12Cr1MoVg、12X1MΦ、12VMoCr10

12Cr1MoVg钢属珠光体低合金热强钢，该钢具有较高的热强性能和持久塑性，580℃以下10万小时的持久强度比国外广泛采用的 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo钢高许多。该钢的生产工艺较为简单，且抗氧化性能和焊接性能良好，但其力学性能和金属组织对正火冷却速度比较敏感。只要严格执行热处理工艺，就能够得到满意的综合性能和热强性能，如果热处理不当，在小口径钢管中会产生马氏体，在中口径和大口径钢管中会出现室温冲击韧性不均匀或偏低的现象，有时最低冲击韧度可能低于10 J/cm²，其微观组织为铁素体和弥散分布的大量的颗粒状碳化物。室温冲击韧性尽管较低，但在工作温度下有较高的韧性，只要在室温下不要受大的冲击力，规范启停炉操作，具有低室温冲击韧性的钢管仍可在高温高压下长期运行。该钢的组织稳定性良好，但在高温下长期运行过程中会出现珠光体球化现象。研究结果表明：轻度至中度球化对持久强度影响不大，但完全球化的组织会显著降低钢的热强性，因此，对运行中出现球化的钢管，必须加强金属监督。

国外与12Cr1MoVg钢相当的钢号主要有前苏联的12X1MΦ钢和德国曼内斯曼钢厂生产的12Cr1MoV钢。

1.3.1 用途

用于制作壁温≤570℃的受热面管子，壁温≤555℃的集箱、蒸汽管道，以及锅炉大型锻件。

1.3.2 技术条件

12Cr1MoVg钢及其相类似钢号的化学成分和力学性能见表13.8-79和表13.8-80。

1.3.3 工艺性能

1）冶炼　转炉或碱性电弧炉冶炼

2）锻造　始锻温度为1 180～1 145℃，终锻温度大于850℃，锻后堆冷。

3）穿孔　加热温度为1 180～1 220℃，保温10 min后出炉穿孔，穿孔温度为1 180～1 165℃，堆冷。

4）冷拔　软化处理：770～780℃保温1 h，空冷。

5）热处理　12Cr1MoVG钢对热处理比较敏感，正火温度、保温时间、冷却速度和回火温度，对钢的组织和持久强度都有一定的影响。

GB 5310—1995标准规定12Cr1MoVG钢的热处理制度为：980～1 020℃正火，保温时间按壁厚每毫米1 min计，但不少于20 min；720～760℃回火，保温时间；周期式炉多于2 h，连续炉少于1 h。当壁厚大于30～40 mm时，应进行强制冷却；当壁厚大于40 mm时，应进行调质处理，淬火温度为950～990℃，回火温度720～760℃，保温时间：周期式炉多于2 h。当热轧时的开轧温度为980～1 020℃时，可以热轧代替正火。

钢管冷弯后的退火温度为600～650℃，热弯温度为850～1 150℃。热弯后的热处理按上述钢管热处理制度执行。

6）焊接　12Cr1MoVg钢焊接性能良好。手工焊采用E5515-B2-V（热317）焊条，焊前预热温度为200～250℃（对于小口径薄壁钢管，一般焊前可不预热），焊后经710～750℃回火。气焊采用H08CrMoV焊丝。自动焊采用H08CrMoV焊丝和焊剂350，焊后经980～1 020℃正火加710～750℃回火处理。12Cr1MoVg钢管与其他合金钢管进行异种钢焊接时，使用的焊丝、焊条和回火温度见表13.8-81。

1.3.4 性能资料

（1）物理性能

12Cr1MoVg钢及12VMoCr10钢的物理性能见表13.8-82～表13.8-84。

（2）许用应力

12Cr1MoVg钢的许用应力（GB/T 9222—1988）见表13.8-85。

表 13.8-79 12Cr1MoVg钢的化学成分（质量分数） %

国别	钢号	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
中国	12Cr1MoVg	GB 5310—1995	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30			≤0.030	≤0.030
	12Cr1MoV	YB 529—70	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30		≤0.25	≤0.040	≤0.040
		GB 5310—1985	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30		≤0.25	≤0.035	≤0.035
		GB/T 3077—1999	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035
		BQB 202—89	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30			≤0.035	≤0.035
前苏联	12X1MΦ	ГОСТ20072—74	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	≤0.30		≤0.025	≤0.030
		TY14-3-460—75	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	≤0.25	≤0.20	≤0.025	≤0.025
		ГОСТ5520—79	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	≤0.30		≤0.025	≤0.030
德国	12Cr1MoV	DIN17175/Bt	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	≤0.25	≤0.20	≤0.035	≤0.035
罗马尼亚	12VMoCr10	STAS 8184—87	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	Al 0.015～0.045		≤0.025	≤0.030

注：BQB为宝钢企业标准。

表 13.8-80 12Cr1MoVg 钢的力学性能

牌号	技术条件	试样毛坯尺寸 /mm	取样方向	σ_s /MPa ≥	σ_b /MPa	δ_{10} /% ≥	ψ /% ≥	a_K /J·cm^{-2}	冷弯 180°	HB
12Cr1MoVg	GB 5310—1995		纵向 横向	255 255	470 ~ 640 ≥440	21 19		A_{KV}≤35 J A_{KV}≤27 J		
12Cr1MoV	YB 529—70		纵向 横向	255 255	≥470 ≥441	21 19		59 49		
12Cr1MoV	GB 5310—1985		纵向 横向	255 255	470 ~ 638 ≥441	21 19		59 49		
12Cr1MoV	GB/T 3077—1999	30	纵向	245	≥490	21	50	88		179
12Cr1MoV	BQB 202—1989（宝钢企标）	S≤16 16 < S≤20		255 245	470 ~ 640	21		59		
12X1MΦ	ГОСТ20072—74			255	≥471	21	55	98		
12X1MΦ	TY14 - 3 - 460—75		纵向 横向	275	441 ~ 637 ≥441	21 19	55 50	59 49		
12X1MΦ	ГОСТ5520—79			294	≥440	21		78	$d=2a$	
12Cr1MoV	DIN 17175/B7	厚 80		255	470 ~ 640	21		59		
12VMoCr10	STAS 8184—87	壁厚≤16 > 16 ~ ≤40 > 40		255 255 255	470 ~ 640	21	55	98		

表 13.8-81 12Cr1MoVg 钢的异种钢焊接工艺资料

焊接的钢号	电 焊 条	气 焊 丝	焊后回火温度/℃
12Cr1MoV 与 15CrMo	热 317	H08CrMoV	700 ~ 710
12Cr1MoV 与 14MoV63	热 317	H08CrMoV	730
12Cr1MoV 与 10CrMo910	热 317 热 407	H08CrMoV H10CrMo910	740
12Cr1MoV 与 12Cr3MoVSiTiB	热 317 新热 417	H08Cr2MoVNb H08CrMoV	740 ~ 750
12CrMoV 与 12Cr2MoWVTiB	热 317	H08CrMoV	740 ~ 750
12Cr1MoV 与 X12CrMo91	新热 417 热 707		750
12Cr1MoV 与 X20CrMoV121	热 817 热 707		750

表 13.8-82 12Cr1MoVg 钢的物理性能（一）

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.8						
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	20℃ 35.6	100℃ 35.6	200℃ 35.6	300℃ 35.2	400℃ 33.5	500℃ 32.2	600℃ 30.6
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	25 ~ 100℃ 9.36 ~ 10.80	25 ~ 200℃ 10.25 ~ 12.35	25 ~ 300℃ 11.00 ~ 13.35	25 ~ 400℃ 11.38 ~ 23.60	25 ~ 500℃ 12.45 ~ 14.15	25 ~ 600℃ 12.80 ~ 14.60	25 ~ 700℃ 12.90 ~ 14.86

弹性模量 E/GPa	100℃ 206	200℃ 203	300℃ 198	400℃ 190	500℃ 179	600℃ 167

临界点/℃	A_{c1} 774 ~ 805	A_{c3} 882 ~ 923	A_{r1} 729 ~ 787	A_{r3} 806 ~ 895

表 13.8-83 12Cr1MoVg 钢的物理性能（二）

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.86	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
熔点/℃	14.50		771	893	796	647

项目 \ 温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	214	211	206	195	187	179		
切变模量 G/GPa	83.5	81.8	79.2	74.0	72.2	68.6		
泊松比 μ	0.286	0.289	0.300	0.319	0.298	0.301		
热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}			45.2	42.7	40.5	37.7	35.5	33.4
热扩散率 α/10^6 m^2·s^{-1}			9.82	8.87	7.89	7.01	6.19	
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m			0.357	0.444	0.543	0.649	0.760	0.926
比热容 c /J·kg^{-1}·K^{-1}			586	611	653	682	729	
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}（与20℃之间）		13.03	13.36	13.55	13.83	14.15	14.38	14.62

表 13.8-84 12VMoCr10 钢在不同温度下的物理性能

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.85						
弹性模量 E/GPa	213	210	202	193	185	176	166
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	46.52	46.52	46.52	44.19	41.87	38.38	36.05
热扩散率 α/10^4 m^2·s^{-1}	0.13	0.12	0.11	0.10	0.09	0.07	0.06
电阻系数 ρ/10^{-6} Ω·m	0.22	0.27	0.34	0.43	0.53	0.64	0.77
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}		12.5	13.1	13.6	14.0	14.4	14.7
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	461	502	502	544	628	712	795

表 13.8-85 12Cr1MoVg 钢的许用应力（摘自 GB/T 9222—1988）

σ_s	σ_b	在下列温度（℃）的基本许用应力 $[\sigma]_J$/MPa								
MPa		20	250	260	280	300	320	340	350	360
255	441	163	156	155	153	151	148	144	143	141

σ_s	σ_b	在下列温度（℃）的基本许用应力 $[\sigma]_J$/MPa									
MPa		380	400	410	420	430	440	450	460	470	480
255	441	138	135	133	132	131	130	128	126	125	124

σ_s	σ_b	在下列温度（℃）的基本许用应力 $[\sigma]_J$/MPa									
MPa		490	500	510	520	530	540	550	560	570	580
255	441	121	113	110	98	86	77	71	65	54	50

（3）等温与连续冷却转变曲线

12Cr1MoVG 钢等温与连续冷却转变曲线如图 13.8-17 ~ 图 13.8-19 所示。

（4）力学性能

12Cr1MoVg 钢及其相类似钢号的力学性能如下。

1）GB 5310—1985 标准推荐的 12Cr1MoVg 钢的高温力学性能数据见表 13.8-86 和表 13.8-87。

2）12Cr1MoVg 大口径厚壁钢管在不同热处理制度下的力

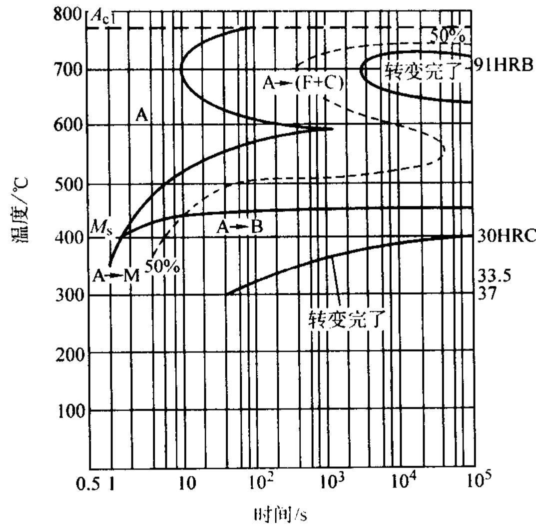


图 13.8-17 12Cr1MoVg 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/% C 0.15 Si 0.26 Mn 0.53 Cr 1.04 Mo 1.05 V 0.25

奥氏体化温度 950℃

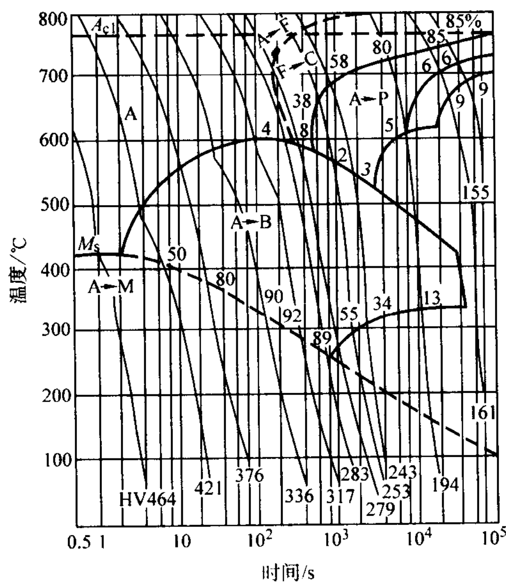


图 13.8-18 12Cr1MoVg 钢连续冷却转变曲线

化学成分（质量分数）/% C 0.13 Si 0.32 Mn 0.63 Cr 0.95 Mo 0.86 V 0.19

奥氏体化温度 960℃

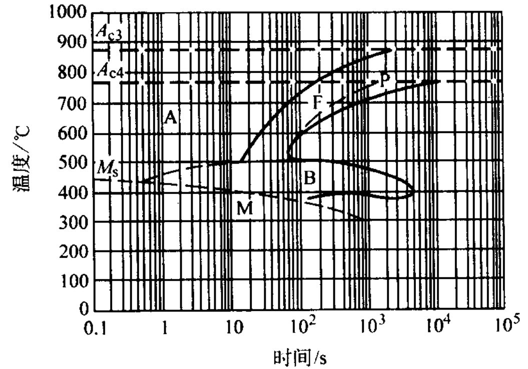


图 13.8-19 12Cr1MoVg 钢连续冷却转变曲线

化学成分（质量分数）/% C 0.11 Si 0.29 Mn 0.61 Cr 1.05 Mo 0.27 V 0.22

学性能见表 13.8-88。

3）12Cr1MoVg 钢 δ_5、ψ 的平均值见表 13.8-89；高温瞬时拉伸性能统计值见表 13.8-90。

4）12Cr1MoVg 钢中、厚钢板的高温力学性能见表 13.8-91。

5）12X1MΦ 钢高温力学性能见表 13.8-92。

6）12Cr1MoVg 大口径厚壁钢管焊接接头的力学性能见表 13.8-93 和表 13.8-94，12Cr1MoVg 钢板焊接接头的力学性能见表 13.8-95。

7）12Cr1MoVg 钢原始管段不同热处理制度下的冲击韧度见表 13.8-96。

8）回火温度对 12Cr1MoVg 钢冲击吸收功的影响如图 13.8-20 所示；均匀晶粒和有粗大贝氏体组织试样的冲击吸收功与回火温度的关系如图 13.8-21 所示。

9）德国 12Cr1MoVg 钢管 FATT 系列冲击试验结果见表 13.8-97。

10）12Cr1MoVg 钢应变时效敏感性系数见表 13.8-98。

（5）持久强度与蠕变极限

12Cr1MoVg 及其相类似钢号的持久强度与蠕变极限如下。

1）GB 5310—1985 标准推荐的持久强度与蠕变极限数据见表 13.8-99 和表 13.8-100。

2）12Cr1MoVg 钢持久强度与蠕变极限的统计值见表 13.8-101 ~ 表 13.8-103。

3）12Cr1MoVg 钢蠕变试验数据见表 13.8-104。

4）12Cr1MoVg 钢板及其焊接接头的持久强度见表 13.8-105。

5）12Cr1MoVg 小口径钢管焊接接头在 580℃下的持久强度见表 13.8-106。

表 13.8-86 12Cr1MoVg 钢高温力学性能（摘自 GB/T 5310—1985）

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5	ψ
				%	
1 000 ~ 1 020℃正火，740℃回火，保温 2 h	480	334	481	22.0	75.2
	520	327	455	21.9	75.8
	560	278	379	248	81.0

表 13.8-87 12Cr1MoVg 钢管 $\sigma_{0.2}$ 最小值（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	300	350	400	450	500	550
$\sigma_{0.2}$/MPa	230	225	219	211	201	187

表 13.8-88　12Cr1MoVg 大口径厚壁钢管的力学性能

试验温度 /℃	钢管规格 /mm	热处理制度	$\sigma_{0.2}$ /MPa		σ_b /MPa		δ_5 /%		ψ /%	
20	ϕ323.9×36	740℃退火	320	320	465	475	30	29	72	60
	ϕ609.6×25	供货状态	475	475	550	540	31	30	73	72
		1 000℃正火，740℃退火	350	355	530	510	28	28	71	
	ϕ609.6×55	740℃退火	350	360	490	490	32	34	76	77
	ϕ570×50		415	425	520	530	30	30	79	79
300	ϕ609.6×55	740℃退火	370	430	530	560	25	20	74	73
	ϕ570×50		285	285	445	440	21	19	75	75
400	ϕ609.6×55	740℃退火	330	380	510	525	28	27	80	79
	ϕ570×50		325	335	440	480	27	24	71	70
450	ϕ609.6×25	供货状态	245	235	445	440	26	27	74	75
		1 000℃正火，740℃退火	255	235	410	440	31	29	71	70
500	ϕ609.6×25	供货状态	230	220	405	440	27	29	77	76
		1 000℃正火，740℃退火	210	215	375	370	29	28	82	76
	ϕ609.6×55	740℃退火	320	350	410	425	22	21	86	82
	ϕ570×50		350	250	425	360	23	28	82	78
520	ϕ609.6×55	740℃退火	320	340	400	425	24	24	86	84
	ϕ570×50		325	345	415	440	24	24	77	77
540	ϕ609.6×55	740℃退火	305	320	360	370	28	27	88	88
	ϕ570×50		305	275	370	345	22	27	80	81
550	ϕ609.6×25	供货状态	325	230	360	355	29	29	79	82
		1 000℃正火，740℃退火	215	190	330	315	30	30	82	80
560	ϕ609.6×55	740℃退火	290	245	355	330	26	30	88	90
	ϕ570×50		320	300	380	360	24	22	80	81
580	ϕ609.6×25	供货状态	205	205	290	295	31	32	84	86
		1 000℃正火，740℃退火	195	200	310	295	28	26	82	84
	ϕ609.6×55	740℃退火	260	260	320	315	26	25	90	87
	ϕ570×50		330	335	380	400	23	21	80	76
600	ϕ609.6×55	740℃退火	255	255	305	300	28	28	88	89
	ϕ570×50		240	290	280	365	28	24	85	84

注：ϕ570×50 为国产钢管，其他是德国曼内斯曼钢厂进口钢管。

表 13.8-89　12Cr1MoVg 钢的 δ_5、ψ 平均值

温度/℃	20	300	400	450	500	550
δ_5	28.7	22.5	25.7	23.6	24.9	28.9
ψ	79.4	73.2	76.1	77.9	80.8	83.6

表 13.8-90　12Cr1MoVg 钢高温瞬时拉伸性能统计值

热处理制度	温度 /℃	$\sigma_{0.2}$/MPa			σ_b/MPa			δ_5/%
		均值	95%		均值	95%		均值
			上限值	下限值		上限值	下限值	
980～1 020℃正火，720～760℃回火	300	290	371	210	525	574	476	21
	350	290	371	210	513	562	465	—
	400	290	370	209	493	542	444	24

续表 13.8-90

热处理制度	温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa			σ_b/MPa			δ_5/%
		均值	95%		均值	95%		均值
			上限值	下限值		上限值	下限值	
980～1 020℃正火，720～760℃回火	450	285	367	204	461	509	412	22
	480	280	361	199	435	484	386	—
	500	275	355	194	415	464	366	23
	510	272	352	191	404	453	355	—
	520	268	349	187	392	441	343	—
	530	264	345	183	380	429	331	—
	540	260	341	179	367	416	318	—
	550	255	336	175	353	402	305	26

表 13.8-91 12Cr1MoVg 钢中、厚钢板的高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	板厚/mm	$\sigma_{0.2}$/MPa		σ_b/MPa		δ_5/%		ψ/%	
990℃正火，740℃回火	20	20	570	570	660	650	21	21	66	64
		36	425		560		25		76	
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		36	460		580		27		74	
		55	395		570		26		71	
		82	405		540		25			
990℃正火，740℃回火	450	36	395		520		23		80	
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火			290		400		17		79	
990℃正火，740℃回火	480	20	450	430	530	510	27	19	80	69
		55	240	235	430	420	27	26	78	80
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		55	280	270	42	430	24	26	80	77
990℃正火，740℃回火	500	20	445	385	520	480	19	19	70	70
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		36	275		375		25		81	
		82	260		330		25			
990℃正火，740℃回火	520	20	430	440	530	530	20	19	71	70
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		55	265	290	335	395	23	24	83	84
990℃正火，740℃回火	540	20	405	385	485	475	19	19	75	73
990℃正火，740℃回火	550	36	355		420		21		77	
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		36	275		375		25		81	
		55	290	305	400	435	24	25	85	83
		82	250		310		23			
990℃正火，740℃回火	560	20	375	355	435	435	20	23	75	74
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		36	210	205	315	325	33	31	85	84
990℃正火，740℃回火	580	20	300	335	380	395	23	22	81	78
		36	310		345		21		84	
1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		36	270		345		25		81	
		82	230		295		21			
990℃正火，740℃回火	600	20	345	335	410	385	21	21	78	79

表 13.8-92 12X1MΦ 钢的高温性能

热处理制度	温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
		MPa		%		/J·cm^{-2}	MPa			
1 000 ~ 1 020℃正火，740℃回火 2 h	20	376	544	31.5	73.1	200				
	480	340	490	22.0	75.2	140	240	190	260	200
	520	333	464	21.9	75.8	113	180	130	190	157
	560	283	386	24.8	81.0	130	110	84	140	105
	580						90	60	105	80
	600								80	60
770℃高温回火 2 h，炉冷到 720℃空冷	20	535	675	23.7	72.5	235				
	480	453	567	19.7	74.5	138				
	520	410	460	21.0	80.0	130				
	600	410	460	21.0	80.0	130				
加热到 970℃，缓冷到 720℃保温 1.5 h，空冷	20	297	511	38.8	71.0	159				
	520	190	399	24.0	76.3	110				
	560	185	375	27.6	77.0	111				

表 13.8-93 12Cr1MoVg 钢大口径厚壁钢管焊接接头的力学性能

试验温度 /℃	钢管规格 /mm	$\sigma_{0.2}$ /MPa		σ_b /MPa		δ_5 /%		ψ /%	
20	ϕ323.9×36			520	520				
	ϕ609.6×55			565	565				
	ϕ570×50			530	560				
300	ϕ609.6×55	330	330	470	465	21	20	82	78
	ϕ570×50	285	285	445	440	21	19	75	75
400	ϕ609.6×55	310	330	465	475	20	20	85	85
	ϕ570×50	345	315	475	465	19	20	72	73
500	ϕ609.6×55	270	235	370	410	20	20	85	85
	ϕ570×50	280	275	370	390	22	21	80	77
520	ϕ609. 6×55	275	280	380	370	24	23	84	85
	ϕ570×50	265	290	350	370	20	19	80	78
540	ϕ323.9×36	215	195	325	320	18	23	83	80
	ϕ609.6×55	275	265	345	355	24	22	88	87
	ϕ570×50	160	260	335	345	20	20	89	81
560	ϕ323.9×36	215	200	310	305	22	26	82	82
	ϕ609.6×55	260	260	330	335	23	24	88	87
	ϕ570×50	270	220	335	300	22	25	82	86
580	ϕ323.9×36	210	225	310	320	23	22	87	88
	ϕ609.6×55	240	255	315	310	26	24	87	89
	ϕ570×50	225	215	280	290	22	21	85	86
600	ϕ323.9×36	195	190	280	260	24	26	86	88
	ϕ609.6×55	215	225	255	270	26	30	91	90
	ϕ570×50	220	220	255	280	28	21	90	82

注：全部是埋弧自动焊焊接接头，焊丝为 H08MnMoV，焊剂为 350，焊后 740℃退火。

表 13.8-94 12Cr1MoVg 钢大口径厚壁钢管焊接接头各项力学性能

焊口类别	σ_s /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa		σ_b /MPa			A_{KV}/J		侧弯 $D=3a$	硬度	
							焊缝	热影响区		母材焊	焊缝
	室温	540℃	570℃	室温	540℃	580℃				HV$_{10}$	
手工电弧焊	402 396		229 212	552 543		353 343	216 183 194 124 112 106	264 226 18 212 168 176	50°	171、170 189、242 216、219	173、184 194、180 179、193

续表 13.8-94

焊口类别	σ_s /MPa	$\delta_{0.2}$ /MPa		σ_b /MPa			A_{KV}/J		侧弯 $D=3a$	硬　度	
							焊缝	热影响区		母材焊	焊缝
	室温	540℃	580℃	室温	540℃	580℃				HRB	
埋弧焊		272 390 260 100	257.0 275.5	530 560	388 284	329 326.5	90 86 80	93 92 88	50° （正、反）	77.8 75.8 75.5	78.1 80.9 88.7

表 13.8-95　12Cr1MoVg 钢板焊接接头的力学性能

焊接材料	焊后热处理	试验温度 /℃	板厚 /mm	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%
H10MnCrMoVRe 焊丝，350 焊剂（埋弧自动焊）	990℃正火，740℃回火	20	36		545　590		
H10MnCrMoVRe 焊丝，431 焊剂（电渣焊）	1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火		55		500　495		
			82		470　465		
H10MnCrMoVRe 焊丝，350 焊剂（埋弧自动焊）	990℃正火，740℃回火	560	36	230	310	19	78
	1 030℃正火，990℃正火，740℃回火，730℃退火			220　240	330　335	22　21	85　84
H10MnCrMoVRe 焊丝，431 焊剂（电渣焊）			55	215　220	325　350	28　28	83　82
			82	210　215	340　335	27　28	80　80

表 13.8-96　12Cr1MoVG 钢原始管段不同热处理制度的冲击韧度

热处理制度	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}
未　处　理	53.9　86.2
1 100℃×1.5 h 空冷，750℃×3 h 空冷 970℃×1.5 h 空冷，750℃×3 h 空冷 850℃×1.5 h 空冷，750℃×3 h 空冷	36.8　41.2　>69.2　>103 >197　>201 >82.3　>96.5
970℃×1.5 h 空冷，750℃×3 h 空冷 970℃×1.5 h 空冷，750℃×3 h 空冷 970℃×1.5 h 空冷，600℃×3 h 空冷	>188　>149 >186 7.4　5.5
750℃×3 h 空冷	>30.6

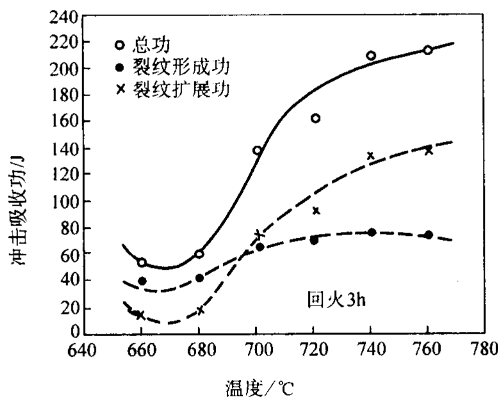


图 13.8-20　回火温度对 12Cr1MoVg 钢冲击吸收功的影响

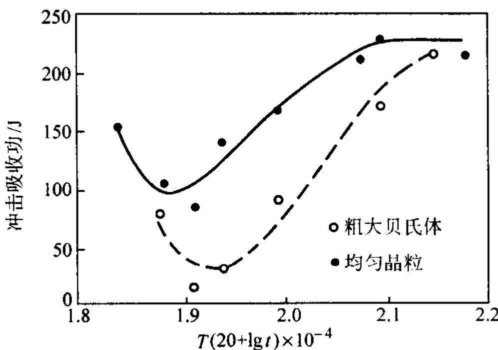


图 13.8-21　均匀晶粒和有粗大贝氏体组织试样冲击吸收功与回火温度的关系
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

表 13.8-97　德国 12Cr1MoV 钢管 1/2 壁厚处 FATT 系列冲击吸收功（横向）

温度/℃	冲击吸收功 A_K/J			纤维状断面积/%			侧膨胀/mm		
60	176	214	215	100	100	100	2.14	2.43	2.25
55	160	169	170	60	69	69	2.26	2.34	2.28

续表 13.8-97

温度/℃	冲击吸收功 A_K/J			纤维状断面积/%			侧膨胀/mm		
50	164	149	169	56	56	61	2.26	2.20	2.27
40	163	178	161	44	50	55	2.26	2.25	2.14
20	105	111	152	33	42	55	1.67	1.69	1.15
0	108	107	110	30	30	30	1.61	1.62	1.63
-20	24	6	60	2	0	2	0.46	0.20	0.44
-40	24	30	46	0	0	0	0.50	0.15	0.74

注：$FATT_{50}$ = 340℃，钢管为 $\phi610\times80$。

表 13.8-98 12Cr1MoVg 钢应变时效敏感性系数

板厚/mm	热处理制度	冷拉变形量/%	A_{KV}/J		时效敏感性百分数
			时效前	250℃，保温 1 h 时效后	
16	960℃正火，720℃回火	5	165 179 / 172	132 166 / 149	11.2
20	1 000℃正火，720℃回火	5	165 179 / 172	124 135 / 130	25.0
16	960℃正火，720℃回火	10	165 179 / 172	132 135 / 134	22.1
16	1 000℃正火，740℃回火	10	144 166 155 / 155	164 150 123 / 146	5.8
36	1 000℃正火，740℃回火	10	249 224 253 / 242	196 146 285 / 209	13.6

表 13.8-99 12Cr1MoVG 钢的蠕变极限和持久强度（摘自 GB 5310—1985）

试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	σ_{10^5}/MPa	试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	σ_{10^5}/MPa
480	186	196	580	59	78
520	128	157	600		59
560	78	98			

表 13.8-100 12Cr1MoVg 钢管持久强度推荐数据（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	500	510	520	530	540	550	560	570	580	590	600
σ_{10^5}/MPa	184	169	153	138	124	110	98	85	75	64	56

表 13.8-101 12Cr1MoVg 钢管持久强度统计值

温度/℃	平均值	95%可靠度上限值	95%可靠度下限值	最长断裂时间/h
	σ_{10^5}/MPa			
500	201	190	161	4 516
540	153	141	122	8 748
580	106	94	85	>8 000
600	92	81	74	1 166

注：管坯料热轧至 $\phi23$，985～1 000℃正火，720～740℃×3 h 回火。

表 13.8-102 12Cr1MoVg 管坯拉伸持久和小口径管子爆破持久性能统计值

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa		$\sigma_{2\times10^5}$/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
500	230.5	235.4	185.6	195.6	172.9	185
510	213		169.2		156.9	
520	196.2		153.5		141.5	

续表 13.8-102

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa		$\sigma_{2\times10^5}$/MPa	
	L-M法	等温线法	L-M法	等温线法	L-M法	等温线法
530	179.9		138.3		126.5	
540	164.3	174.2	123.8	133.4	112.4	122.3
550	149.2		109.7		98.6	
560	124.7		96.2		85.3	
570	120.8		83.1		72.4	
580	107.3	114.4	70.4	81.9	59.7	73.1
590	94.3		57.8		46.9	
600	81.7	86.8	45.0	63.5	32.7	57.8

表 13.8-103 12Cr1MoVg 钢的持久强度与蠕变极限统计值

材料	热处理制度	试验温度/℃	σ_{10^5}/MPa		$\sigma_{1\times10^5}$/MPa	
			平均值	±20%偏差范围	平均值	±20%偏差范围
电炉冶炼的多炉次12Cr1MoV钢棒材和钢管	980~1 020℃正火，720~750℃回火	580 600	85.3 68.6	68.6~101.9	49.0	39.2~58.8

注：相应于图 13.8-22~图 13.8-24。

表 13.8-104 12Cr1MoVg 钢蠕变试验数据

温度/℃	应力/MPa																	蠕变极限	
	265	245	226	206	196	186	177	167	157	147	137	127	118	108	98	88	78	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
	蠕变速率/10^{-5}%h^{-1}																	MPa	
520	800	324	75.7		9.28			4.8										187	155
540				240		21		24		6.6		3.4	0.93					153	118
560							190		73		3		4.6		2.15			131	104
580												135		10.5		3.3	5.6	96	74

表 13.8-105 12Cr1MoVg 钢板及其焊接接头的持久强度

取样部位	热处理制度	试验温度/℃	σ_{10^4}/MPa	σ_{10^5}/MPa
母材（板厚 36 mm）	990℃正火，740℃回火	560	123	103
埋弧自动焊接头（板厚 36 mm）	990℃正火，740℃回火	560	102	80
电渣焊接头（板厚 82 mm）	1 030℃正火，990℃正火 740℃回火，730℃退火	560	101	78
母材	990℃正火，740℃回火	570	141	94

表 13.8-106 12Cr1MoVg 钢管焊接接头 580℃持久强度

母材热处理制度	试验条件	σ_{10^4}	σ_{10^5}	最长断裂时间/h
		MPa		
1 000~1 020℃装套筒正火，740~760℃回火	ϕ42×5 钢管碰焊接头，管状拉伸持久试样，焊后经 700~760℃回火	71	50	4 323
	ϕ42×5 钢管碰焊接头，焊后经 740~760℃回火，管子爆破试验	82	63	>7 392
	ϕ42×5 钢管气焊接头，用 08CrMoV 焊丝，焊后 1 000~1 020℃正火加 740~760℃回火，管子爆破试验	113	86	>7 300
1 000~1 020℃装套筒正火	ϕ38×5 钢管碰焊接头，管状拉伸持久试样，焊后经 740~760℃回火	69	47	2 097

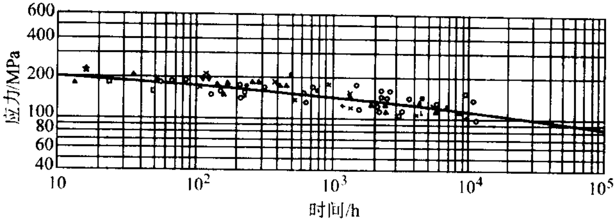


图 13.8-22 多炉次 580℃持久强度曲线

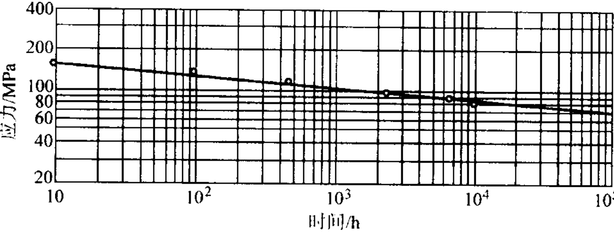


图 13.8-23 600℃持久强度曲线

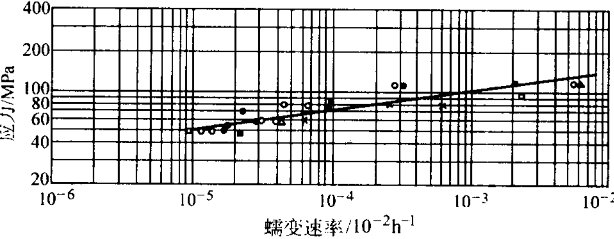


图 13.8-24 多炉次 580℃蠕变曲线

6）热处理制度对 12Cr1MoVg 钢持久强度和蠕变极限的影响见表 13.8-107～表 13.8-109。

7）不同组织状态下的持久强度见表 13.8-110～表 13.8-113。

8）不同热处理状态材料，经不同程度球化处理后的持久强度试验曲线如图 13.8-25～图 13.8-27 所示。

9）同类钢持久强度的比较见表 13.8-114。

（6）断裂韧性与疲劳强度

12Cr1MoVg 钢在不同状态下的断裂韧性和疲劳强度如下。

1）12Cr1MoVg 钢管未运行和运行不同时间后的断裂韧度见表 13.8-115。

2）12Cr1MoVg 钢低循环应变疲劳寿命曲线如图 13.8-28 所示。

3）12Cr1MoVg 钢在周期加载条件下的疲劳曲线及参数图如图 13.8-29 和图 13.8-30 所示。

4）12Cr1MoVg 钢在 550℃时静态持久强度与周期加载持久强度的比较见表 13.8-116 和图 13.8-31。

5）罗马尼亚 12VMoCr10 钢的蠕变极限与持久强度见表 13.8-117。

（7）组织稳定性

1）12Cr1MoVg 钢在 540℃下长期运行后的室温力学性能和高温力学性能见表 13.8-118 和表 13.8-119。

2）12Cr1MoVg 钢在 540℃下长期运行后的持久强度和蠕变极限见表 13.8-120 和表 13.8-121。

3）12Cr1MoVg 钢长期运行后碳化物的颗粒尺寸见表 13.8-122。

表 13.8-107 不同调质处理制度对 12Cr1MoVg 厚壁钢管 565℃持久强度的影响

钢管规格 /mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K（DVM 试样） /J·cm^{-2}	σ_{10^4}	σ_{10^5}
		MPa		%			MPa	
ϕ368×65	950℃正火加 700℃回火	370 365	510 510	34.0 30.5	75 73	149、230、231	102	77
	950℃油淬加 730℃回火	435	615	23.0		237、257、260	151	124
ϕ660×45	930℃正火加 760℃回火	360 360	510 510	34.0 31.0	78 77	252、272、268	110	75
	950℃油淬加 720℃保温 5 h 回火	405 430	535 550	30.0 28.0		278、282、265	131	108

注：壁厚 > 40 mm 钢管应进行调质处理。

表 13.8-108 不同正火冷却速度对 12Cr1MoVg 钢 580℃持久强度的影响

正火温度 /℃	到 600℃的平均冷却速度 /℃·mm^{-1}	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_K /J·cm^{-2}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	最长试验时间 /h
		MPa		%				MPa		
1 000～1 020	～100	418	548	27.3	74.5	166	297	134	113	5 925
	12～15	350	490	30.0	82.0	147	357	107	88	9 953
960～980	～100							110	89	4 115
	6～10							82	60	1 102

表 13.8-109 不同热处理制度对 12Cr1MoVg 钢持久强度和蠕变极限的影响

热处理制度	试样尺寸 /mm	试验温度 /℃	爆破持久强度 /MPa		持久强度 /MPa		蠕变极限 /MPa	
			σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
1 000～1 020℃正火、740～760℃回火	ϕ38×4.5 管 ϕ10×100 棒	580	122.5	100.0	131.3	117.0		48.0
960～980℃正火、740～760℃回火		580	115.6	91.1	107.8	87.2		42.1

续表 13.8-109

热处理制度	试样尺寸 /mm	试验温度 /℃	爆破持久强度 /MPa		持久强度 /MPa		蠕变极限 /MPa	
			σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
1 000~1 020℃炉冷至720℃、保温1.5 h空冷	ϕ10×100棒	580			83.3		60.8	40.2
960~980℃炉冷至720℃、保温1.5 h空冷		580			82.3		62.7	46.1
1 000~1 020℃装套筒正火	ϕ38×4.5管	580	122.5	74.5				
960~980℃装套筒正火		580	102.9	50.0				

表 13.8-110 12Cr1MoVg 钢热处理制度、金相组织、实际晶粒度和 580℃持久强度

热处理制度	组织（质量分数）	晶粒度	σ_{10^4} /MPa	σ_{10^5} /MPa
960~980℃保温1 h，空冷；(740±10)℃保温3 h，空冷	F+25%~30%B	8	107.8	87.2
960~980℃保温1 h，“装罐退火”	F+15%~20%P	8~7	82.3	61.7
1 000~1 020℃保温1 h，“装罐退火”	F+20%~25%P	7~6	83.3	58.8
1 000~1 020℃保温1 h，空冷；(740±10)℃保温3 h，空冷	F+≥50%B	7~6	131.3	110.7
960~980℃保温1 h，在套筒中正火	F+15%~20%P	6~7	102.9	50.0
1 000~1 020℃保温1 h，在套筒中正火	F+15%~20%P.B	5~6	122.5	74.5
1 000~1 020℃保温1 h，以12~15℃/min冷却，(740±10)℃保温3 h，空冷	F+20%~25%B.P	4~6	104.9	86.2

注：F—铁素体；B—贝氏体；P—珠光体。

表 13.8-111 12Cr1MoVg 成品钢管金相组织 9 级分类与持久强度（前苏联 TY14-3-460—75）

级 别	金相组织（体积分数）	σ_{10^5} /MPa			钢管钢管显微组织评级说明
		540℃	570℃	610℃	
1	100%~30%回火贝氏体，珠光体加铁素体	123	98	69	显微组织评级主要依据组织中的回火贝氏体数量。1~5级为12X1MΦ钢的验收组织。回火贝氏体含量体积分数少于15%（6、7级）及出现回火超过 A_{c1} 的过热组织（8、9级）属判废组织
2~3	30%~20%回火贝氏体，珠光体加铁素体	118~137	93~118	64~69	
4~5	20%~15%回火贝氏体，珠光体加铁素体	88	69	49	
6	15%~5%回火贝氏体，珠光体加铁素体	—	—	—	
7	5%~0%回火贝氏体，珠光体加铁素体	76	59	44	
8~9	超过 A_{c1} 过回火组织	—	—	—	

表 13.8-112 珠光体球化程度对 12Cr1MoVg 钢 580℃爆破持久强度的影响

热处理制度	试样尺寸 /mm	珠光体球化程度	σ_{10^4} /MPa	σ_{10^5} /MPa
960~980℃正火 740~760℃回火	ϕ38×4.5（钢管）	未球化	101.9	66.6
		700℃ 80 h球化处理，中度球化	91.1	75.5
		700℃ 100 h球化处理，完全球化	58.8	

表 13.8-113 马氏体组织对 12Cr1MoVg 钢 580℃持久强度的影响

热处理制度		组织类型	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	σ_{10^4}	σ_{10^5}
正火	回火		MPa		%			MPa	
980℃ 40 min	740℃ 3 h 空冷	F+B	370 395	605 625	27.0 25.0	72.0 74.0	223 240 238	125	104
	830℃ 1 h 空冷	F+B+M	400 375	625 630	26.0 27.5	61.5 61.5	105 98 128	75	(35)

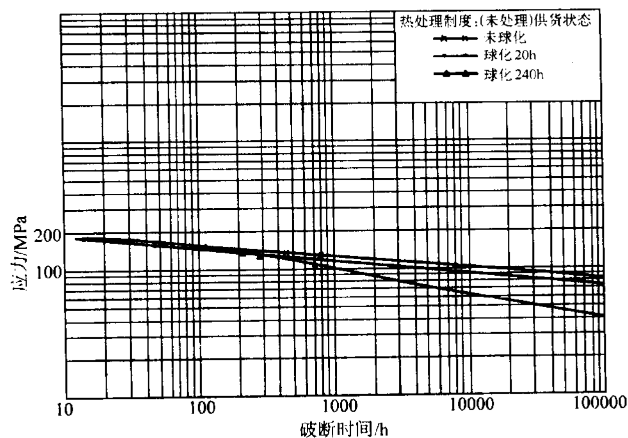


图 13.8-25　12X1MΦ 钢 580℃下的持久强度曲线

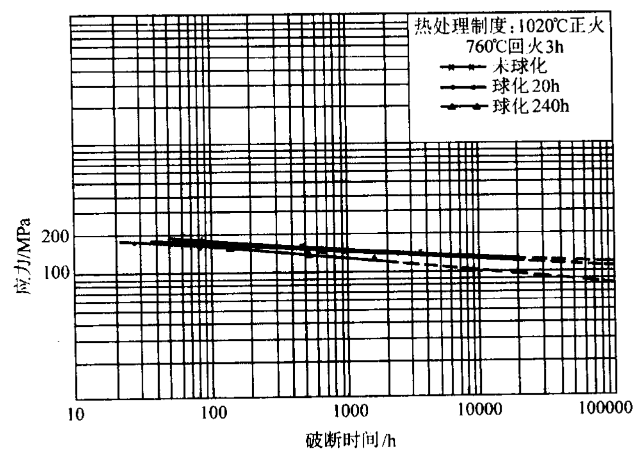


图 13.8-27　12X1MΦ 钢 580℃下的持久强度曲线

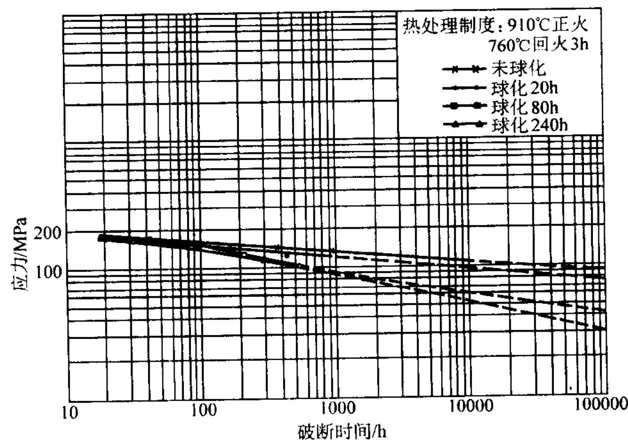


图 13.8-26　12X1MΦ 钢 580℃下的持久强度曲线

4) 12Cr1MoV 钢在高温下长期时效后的冲击吸收功和硬度值见表 13.8-123 和表 13.8-124。

5) 12X1MΦ 钢在高温下长期运行后的力学性能如图 13.8-32 所示；钢的合金元素钼向碳化物中转移如图 13.8-33 所示。

6) 12Cr1MoVg 钢长期运行后的组织与性能数据见表 13.8-125。

(8) 抗氧化性能

12Cr1MoVg 钢的抗氧化性能试验结果见表 13.8-126 和图 13.8-34。在空气和水蒸气中的氧化参数如图 13.8-35 和图 13.8-36 所示。

(9) 球化级别技术标准

12Cr1MoVg 钢珠光体球化级参考技术标准规定及球化级别图正在起草中。

表 13.8-114　同类钢高温持久强度比较

钢　号	技术条件	在下列温度（℃）下的持久强度 σ_{10^5}/MPa								
		500	520	540	550	560	570	580	600	610
12Cr1MoVG	GB 5310—1995	184	153	124	110	98	85	75	66	
12X1MΦ	TY14－3－460—75			110.0			80.0			50.0
12X1MΦ	ГОСТ10802—64 (950～980℃正火 720～750℃回火)	205.8	147.0	107.8			(575℃) 83.3		58.8	

表 13.8-115　12Cr1MoVg 钢断裂韧度

国别和规格/mm		540℃、9.8 MPa 下运行时间/h	试验温度/℃	COD/mm			J_{IC} /N·mm^{-1}	K_{IC} /MPa·mm$^{1/2}$
				δ_1	$\delta_{0.05}$	$\delta_{0.2}$		
德国 ϕ610×80			18	0.15	0.20	0.36		
哈锅板厚 50			21	0.13	0.19	0.63		
ϕ570×50			18	0.18	0.25	0.46		
		50 000					119～123	5 168～5 256
前苏联	ϕ273×20	51 708						5 214
	ϕ273×20	＞100 000						4 910
	ϕ273×20	110 966						2 303

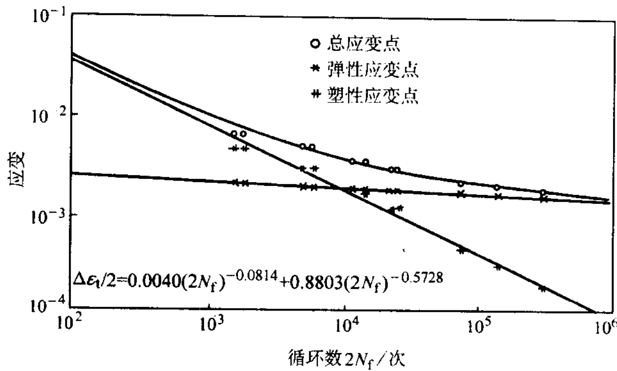


图 13.8-28　12Cr1MoVg 钢低循环应变疲劳寿命曲线

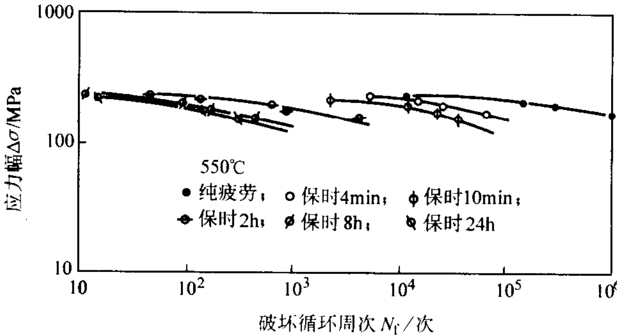


图 13.8-29　12Cr1MoVg 钢在周期加载条件下的疲劳曲线

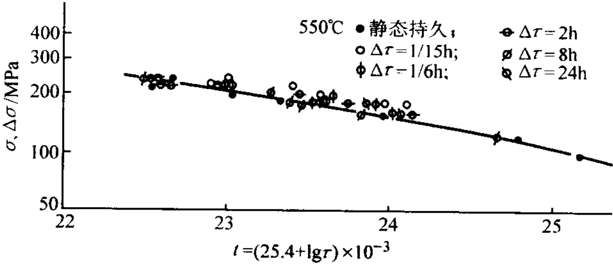


图 13.8-30　12Cr1MoVg 钢在静态及周期加载条件下的参数图形（τ的单位为 h）

表 13.8-116　12Cr1MoVg 钢在 550℃时静态持久强度与周期持久强度的比较

保载时间/h	持久强度/MPa					
	σ_{10^2}			σ_{10^5}		
	平均值	上限	下限	平均值	上限	下限
静态	228.5	253	205.9	113.8	125.5	102
4 min	276.6			123.6		
10 min	255			123.6		
2	236.3			125.5		
8	227.5			116.7		
24	245.2			123.6		

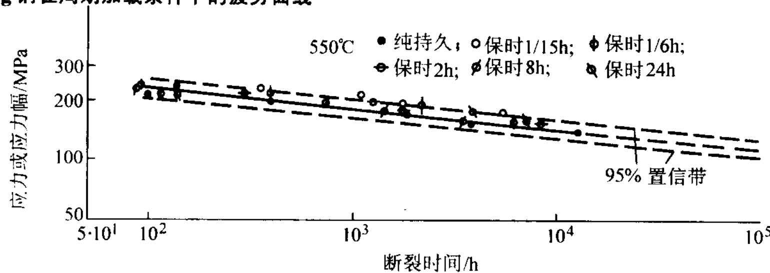


图 13.8-31　在 550℃时静态持久强度与周期持久强度的试验结果

表 13.8-117　12VMoCr10 钢的蠕变极限与持久强度　MPa

温度/℃	蠕变极限		持久强度	
	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
520	—	—	175	130
530	—	—	160	115
540	—	—	145	100
550	—	—	132	87
560	—	—	120	75
(570)	—	—	(107)	(66)
(580)	—	—	(97)	(57)

表 13.8-118　12Cr1MoVg 钢在 540℃不同运行时间后的室温力学性能

运行时间/h	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2} 纵向	a_K/J·cm^{-2} 横向
原始材料	461 461 490	319 319 294	34 33 32	77 78 76	323 332 336	201 176 198
82 666	461 456	221 235	34 34	78 79	294 302 280	123 132 162
110 966	500 500	265 270	32 31	74 75	9.8 9.8 10.8	9.8 9.8 8.6

表 13.8-119　12Cr1MoVg 钢在 540℃不同运行时间后的高温力学性能

运行时间/h	试验温度/℃	纵向			横向			a_K/J·cm^{-2}	
		σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	纵向	横向
原始材料	540	327 339	30 29	84 84	333 330	34 34	51 81	136 126 154	118 94.1 99.0

续表 13.8-119

运行时间 /h	试验温度 /℃	纵向			横向			a_K/J·cm^{-2}	
		σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	纵向	横向
82 666	540	273 269	45 48	88 84	259 256	46 40	84 84	290 302 280	123 132 162
	560	251 250	47 45	91 88	233	41	81		
	580	221 233	46 43	91 91	221 221	40 58	85 86		
110 966	540	286 293	48 44	85 84	292 268	44 48	77 84	167 167 167	127 108 113
	560	270 234	34 37	84 77	274 270	37 42	84 81		
	580	258 251	37 45	84 84	260 247	47 49	84 84		

表 13.8-120 12Cr1MoVg 钢在 540℃下长期运行后的热强性能

540℃、9.8 MPa 下运行时间/h	材料状态	取样部位	σ_{10^4} /MPa	σ_{10^5} /MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$ /MPa
				125.4	
27 000				91.1	
51 580	960～980℃正火		140.1	128.4	
52 000	740～760℃回火		109.8	123.5	
85 000			146.0	138.2	
54 849	球化 3 级	主汽管监视段	142.1	117.6	74.5
90 000	球化 3 级	主汽管监视段	158.8	107.8	83.3
101 794	球化 3～4 级	主汽管		110.7	94.5
106 000	球化 3 级	主汽管监视段	127.4	102.9	71.5
140 690	球化 3 级	主汽管监视段		106.8	83.3
150 000		主汽母管	129.4	125.4	85.3
150 000		主汽管焊缝		126.4	
154 539	球化 3～4 级	主汽管		107.8	86.2
164 000	中度球化	主汽管监视段	127.4	104.9	77.7
170 548	球化 3 级	主汽管		115.6	96.0
60 000	中度球化	主汽管弯头	139.9	107.8	85.3
110 660		弯头		107.8	73.5

表 13.8-121 12Cr1MoVg 钢在 540℃运行后主蒸汽管的最大蠕变速率和最大蠕变量

主蒸汽管规格 /mm	运行时间 /h	管径最大蠕变量 /mm	最大蠕变速率 /%h^{-1}
ϕ273×20	106 000	0.521	0.25×10^{-5}
ϕ273×20	101 794	0.359	0.13×10^{-5}
	110 660	0.415	0.15×10^{-5}

表 13.8-122 不同运行时间后 12Cr1MoVg 钢碳化物颗粒尺寸 μm

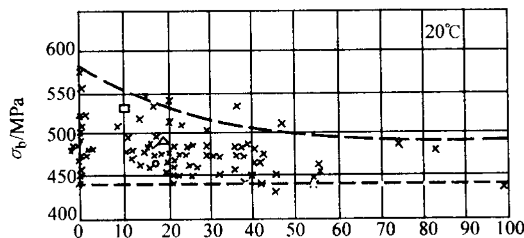
540℃、9.8 MPa 下运行时间/h	分析颗粒总数/个	颗粒最小直径	颗粒最大直径	颗粒平均直径
新管 0	175	0.039 894 2	0.490 228	0.169 232 3
弯管 144 270	126	0.039 894 2	0.653 096	0.304 439
联箱 192 350	122	0.056 418 9	0.797 884	0.304 949

表 13.8-123 12Cr1MoVg 钢的 580℃时效冲击吸收功

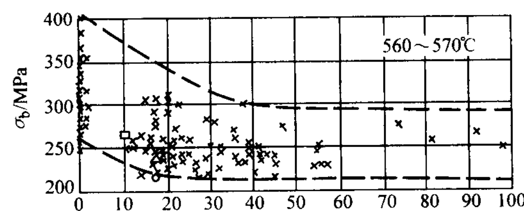
材料状态	室温 A_{KV} /J	580℃经下列时间（h）后的冲击功 A_{KV}/J					
		1 000	2 000	3 000	4 000	6 000	7 000
板厚 36 mm 1 000℃正火 740℃回火	170.0，179.0	177.0，187.0	188.0，184.0	190.0，190.0	157.0，191.0	150.0，169.0	165.0，183.0

表 13.8-124 12Cr1MoVg 钢不同时效时间硬度 HB 及冲击韧度 a_K 的变化

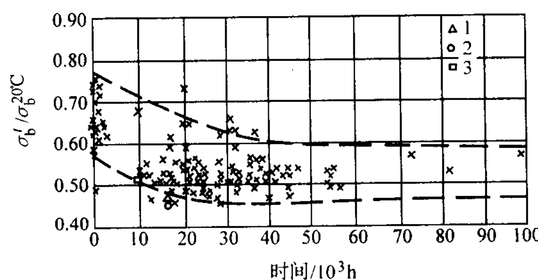
时效温度 /℃	经下列时间（h）时效后的 $a_K/J\cdot cm^{-2}$					经下列时间（h）时效后的 HB				
	500	1 000	2 000	3 000	5 000	500	1 000	2 000	3 000	5 000
580	247	235	260	264	251	157	157	153	157	147
600	253	234	226	217	227	161	155	155	159	147



(a) ϕ426×17 弯头已破坏部位金属的抗拉强度



(b) ϕ426×17 弯头已破坏的附近部位金属的抗拉强度



(c) 1万小时内残余变形1.32% 的ϕ426×17 弯头金属的抗拉强度

图 13.8-32 长期运行对 12X1MФ 钢室温和工作温度下的力学性能的影响

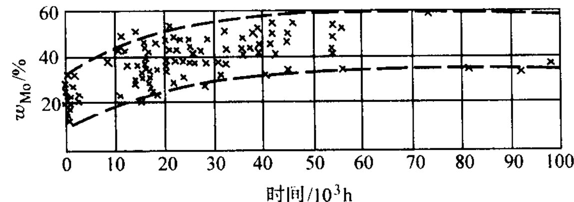


图 13.8-33 560～570℃温度下运行时间对 12X1MФ 钢中钼向碳化物中转移的影响

1.4 12Cr2Mog（10CrMo910、STBA24、STPA24、T22、P22、15313）

12Cr2Mog 钢相当于德国的 10CrMo910 钢，属 2¼Cr-1Mo 低合金珠光体结构钢，这类钢在美国、日本和德国已广泛用作锅炉钢管和蒸汽管道。1964 年原水电部从前联邦德国进口了大批大口径不同壁厚的 10CrMo910 无缝钢管，开始了我国火力发电厂使用这种钢的历史。这种钢具有良好的加工工艺性能和较好的焊接性能。该钢对热处理不太敏感，能在大截面上得到较均匀的性能，持久塑性好，运行开始阶段蠕变速度较快，但运行 1～2 万小时后才进入正常蠕变，伸长率达到 3%～5%时才开始蠕变第三阶段。该钢的淬透性大，有一定的焊接冷裂倾向，其热强性能比 12Cr1MoVg 钢低。

12Cr2Mog 钢已列入我国高压锅炉无缝钢管标准 GB 5310—1995。

1.4.1 用途

主要用于制造壁温在 580℃以下的过热器管，以及壁温为 570℃以下的集箱和蒸汽管道。相近的钢号 A335 P22 和 STPA24多用于制造蒸汽管道，A213 T22 和 STBA24 多用于制造过热器管，A182 F12 用于锻造阀身和阀座，A387Gr.22 钢板用于焊接大口径联箱和管道。

表 13.8-125 12Cr1MoVg 钢运行后的组织与性能数据

运行参数			σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	$a_K/J\cdot cm^{-2}$		$\sigma_{10^5}^{540℃}$ /MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}^{540℃}$ /MPa
时间 /h	温度 /℃	压力 /MPa				20℃	540℃		
原始									
50 000	570	13.73	480.5	279.5	32.0				
			490.3	343.2	30.0				
			500.1	304.0	27.5				
22 100	540	9.80	516.8	292.2	26.2	101.0 219.7			
54 800	540	9.80	505.0	287.3	25.8	93.2 223.6		117.7	73.5
90 000	540	9.80	494.3	303.0	28.4	90.2	102.0	107.9	83.4
101 800	540	9.80	486.4	283.4	30.0	18.6	112.8	110.8	93.2
106 000	540	9.80	512.9	270.7	29.4	80.4	80.4	103.0	68.6
110 700	540	9.80	510.9	299.1	29.6	13.7～83.5	109.8	107.9	73.5
173 800	540								
191 800	540								

续表 13.8-125

运行参数			碳化物中合金元素含量（质量分数）/%			碳化物中合金元素占钢中该元素含量（质量分数）/%			碳化物类型	金相组织
时间/h	温度/℃	压力/MPa	Cr	Mo	V	Cr	Mo	V		
原始			0.231	0.113	0.190	19.26	39.00	89.41	主：V_3C，Cr_7C_3 次：$Cr_{23}C_6$，M_6C	铁素体加碳化物 珠光体中度球化
			0.194	0.158	0.237	16.17	53.56	96.73	主：Fe_3C，VC，Cr_7C_3 次：$Cr_{23}C_6$，M_3C	
5 000	570	13.73	0.430	0.140	0.200	39.45	42.42	100.00	主：VC 少量 $M_{23}C_6$	铁素体加碳化物 珠光体完全球化
										铁素体加珠光体 珠光体中度球化
22 100	540	9.80	0.090	0.140	0.260	9.60	46.70	89.7		
54 800	540	9.80	0.190	0.170	0.265	20.20	56.70	91.40		
90 000	540	9.80	0.120	0.150	0.240	11.30	57.70	88.90	主：Fe_3C，VC 次：Mo_2C，Cr_7C_3	
101 800	540	9.80	0.070	0.200	0.240	7.90	62.50	96.00	主：Fe_3C，VC 次：Mo_2C，Cr_7C_3	铁素体加条带状珠光体，加块状碳化物
106 000	540	9.80	0.210	0.170	0.270	22.30	57.00	93.10	主：Fe_3C，VC 次：Cr_7C_3，M_6C	铁素体加碳化物，珠光体显著分散球化
110 700	540	9.80	0.250	0.150	0.260	24.00	51.70	92.90	主：Fe_3C，Cr_7C_3，VC 次：$Cr_{23}C_6$，Mo_2C	
173 800	540		0.232	0.227	0.260	22.75	78.28	96.30	主：VC，Cr_7C_3，Fe_3C 次：$Cr_{23}C_6$，Mo_2C	
191 800	540		0.247	0.235	0.264	23.98	69.12	94.29	主：VC，Fe_3C 次：$Cr_{23}C_6$，Mo_2C，Cr_7C_3	

表 13.8-126 12Cr1MoVg 钢抗氧化性能（失重法）

试验温度/℃	下列时间后（h）单位面积失重量/$g\cdot m^{-2}$							平均氧化速度/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	年腐蚀率/$mm\cdot a^{-1}$	抗蚀性（YB48—64）
	50	100	200	500	1 000	1 500	3 000			
580	26.76	40.10	72.50	86.00	120.00	175.10	198.00	0.039	0.044	1级
580	33.60	50.00	64.00	110.00	134.00	186.60	212.23	0.041	0.046	1级
580	42.36	61.10	73.39	105.05	150.30	180.00	215.50	0.044	0.049	1级
600	38.70	54.40	85.00	177.70	210.00	246.00		0.069	0.078	1级
600	37.20	66.40	107.00	182.00	310.00	334.70		0.153	0.170	2级

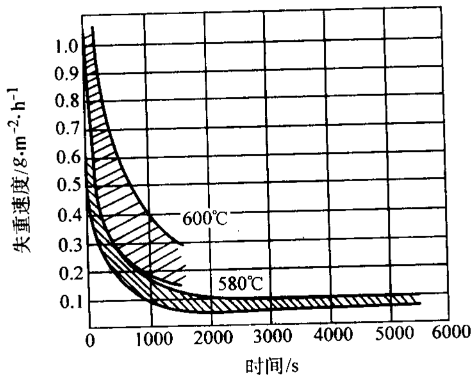


图 13.8-34 12Cr1MoVg 钢的抗氧化性能曲线

1.4.2 技术条件

12Cr2Mog 及其相类似钢号的化学成分见表 13.8-127，力学性能见表 13.8-128。

1.4.3 工艺性能

（1）冶炼

这些钢用纯氧顶吹转炉或电炉冶炼。

（2）热、冷加工

钢的热加工温度范围为 1 100～850℃，锻造和镦粗最好在上限温度 1 100～950℃之间，钢管热弯及类似加工最好在下限温度 1 000～850℃进行。最终变形温度为下限温度时，必须进行回火处理，为上限温度时，必须重新进行正火和回火处理。如果最后一道热加工工序之前，加热温度在 900～1 000℃，且变形工序在 750℃以上结束，或变形程度不超过 5%且在 700℃以上结束时，只需要进行回火。

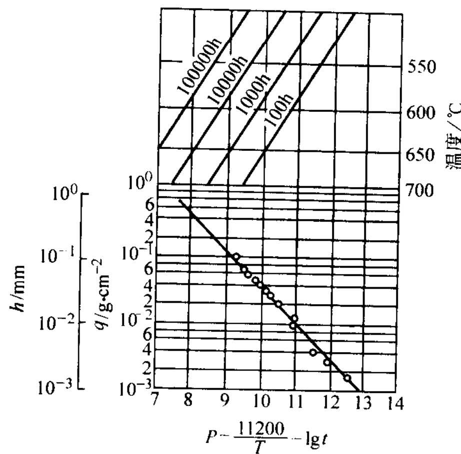


图 13.8-35 12Cr1MoVg钢在空气中的氧化参数图
在550℃、600℃和650℃试验持续时间为5 000 h，
T单位为K，t单位为h

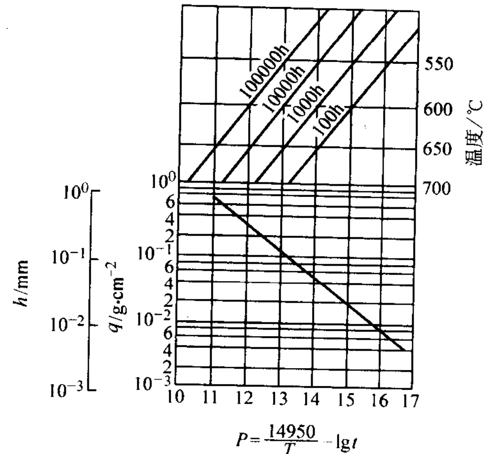


图 13.8-36 12Cr1MoVg钢在水蒸气中的氧化参数图
在550、600、650℃下实验持续时间为10 000 h，
运行试验持续时间为70 000 h，T单位为K，t单位为h

表 13.8-127 12Cr2Mog及其相类似钢号的化学成分

%

国别	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
德国	DIN 17155—83 10CrMo910	0.06~0.15	≤0.50	0.40~0.70	2.0~2.5	0.9~1.1	≤0.035	≤0.030
	DIN 17175—79 10CrMo910	0.08~0.15	≤0.50	0.40~0.70	2.0~2.5	0.9~1.2	≤0.035	≤0.035
日本	JIS G 3462—78 STBA24	≤0.15	≤0.50	0.30~0.60	1.90~2.60	0.87~1.13	≤0.035	≤0.035
	JIS G 3458—78 STPA24						≤0.030	≤0.030
美国	ASTM A213—83 T22 ASTM A335—81a P22	≤0.15	≤0.50	0.30~0.60	1.90~2.60	0.87~1.13	≤0.030	≤0.030
	ASTM A 182—82a F22	≤0.15	≤0.50	0.30~0.60	2.00~2.50	0.87~1.13	≤0.040	≤0.040
	ASTM A387—83 Gr.22	≤0.15	≤0.50	0.30~0.60	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.035	≤0.035
中国	GB 5310—85 12Cr2Mo	0.08~0.15	≤0.50	0.40~0.70	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.035	≤0.035
	GB 5310—95 12Cr2MoG	0.08~0.15	≤0.50	0.40~0.70	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.030	≤0.030
	BQB 202—89 12Cr2Mo	0.08~0.15	≤0.50	0.40~0.70	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.035	≤0.035
	BQB 201—89 10CrMo910	0.08~0.15	≤0.50	0.40~0.70	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.035	≤0.035
罗马尼亚	STAS 87 12MoCr22	0.08~0.15	0.15~0.50	0.40~0.70	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.035	≤0.035
前捷克斯洛伐克	ČSN41 5313—79 15313	0.08~0.15	0.15~0.40	0.40~0.80	2.00~2.50	0.90~1.10	≤0.035	≤0.035

表 13.8-128 12Cr2Mog及其类似钢号的力学性能

技术条件	产品类型	板厚或壁厚 /mm	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	A_{KV}(ISO-V-横向，20℃) /J
DIN 17155—83 10CrMo910 材料号 1.7380	板	≤16	310	480~630	$\delta_5=18$	31
		16~40	300	480~630	$\delta_5=18$	31
		40~60	290	480~630	$\delta_5=18$	31
		60~100	270	460~630	$\delta_5=17$	27
		100~150	250	460~630	$\delta_5=17$	27
DIN 17175—79 10CrMo910 材料号 1.7380	管	≤16 16~40 40~60	28 280 270	450~600 450~600 450~600	纵 $\delta_5=20$ 横 $\delta_5=18$	纵向 DVM 试样，48 横向 DVM 试样，34
JIS G 3462—78 STBA24 JIS G 3458—78 STPA24	管		205 205	415 415	（11号、12号试样） 30 （11号、12号试样） 30	

续表 13.8-128

技术条件	产品类型	板厚或壁厚 /mm	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	A_{KV}（ISO-V-横向，20℃）/J
ASTM A213—83 T22	管		205	415	22	
ASTM A335—81a P22			207	414	纵 22 横 14	
ASTM A182—82a F22	锻件		310	515	20	$\psi=30\%$
ASTM A387—83 Gr.22C1.1	板		207	415~585	18	$\psi=45\%$（圆试样）
ASTM A387—83 Gr.22C1.2			310	510~690	18	$\psi=45\%$（圆试样）
GB 5310—1985 12Cr2Mo	管		280	450~600	纵 20 横 18	纵向 DVM 试样，48 横向 DVM 试样，34
GB 5310—1995 12Cr2Mog	管		280	450~600	纵 20 横 18	纵 35 横 27
BQB 202—89 12Cr2Mo		≤16 16~20	280 270	450~600	20	DVM 试样 48
BQB 201—89 10CrMo910		≤16 16~25	280 280	450~600	20	
STAS87 12MoCr22	管	≤16 16~40 >40	280 280 270	450~600	20	$\alpha_K=60$（J/cm²）
ČSN41 5313—79 15313	管	≤36	265	480~630	纵 20	纵 69（J/cm²） 横 54（J/cm²）
	板	≤60	265	480~630	横 18	纵 54（J/cm²） 横 39（J/cm²）
		60~100	245			
	锻件	≤250	265	480~630	纵 20 横 18	纵 78（J/cm²） 横 59（J/cm²）
		250~400	245			

12Cr2Mog钢小口径钢管一般可进行冷弯，弯后不需要进行热处理。对大口径管壁较薄的钢管也可以进行冷弯，但弯后需进行回火处理。对大口径管壁较厚的蒸汽导管，则需进行热弯，热弯时加热温度约为960℃，终弯温度大于800℃，弯后还要进行正火处理。

（3）热处理

GB 5310—95标准规定，12Cr2Mog钢交货状态的热处理制度为900~960℃正火，700~750℃回火，或加热至900~960℃，炉冷至700℃，保温1 h以上，然后进行空冷。当热轧钢管的终轧温度符合规定的正火温度时，可用热轧代替正火。DIN17175—79标准规定的热处理制度与GB 5310标准相同，此外还规定，在900~960℃进行正火时，如果管壁较厚，可进行加速冷却，例如油冷。前联邦德国供货的10CrMo910钢管，由于不同钢厂的冶炼方法和热处理制度不尽相同，因而其组织和性能有一定的差异。

根据ASTMA387—83，对钢板应采用退火、正火加回火或热加工后紧接回火处理。退火或正火温度为898~1 008℃；回火温度：1级钢板为620~744℃，2级钢板为648~760℃。正火时，当板厚大于100 mm时可采用风冷或液体冷却，冷速应在10℃/min以上。

2¼Cr-1Mo钢在高于900℃加热奥氏体化后的冷却速度对钢的组织有很大的影响。当冷却速度很慢（例如1℃/min时），钢的组织大部分为粗大的铁素体，其余则为珠光体及贝氏体；当冷却速度为6℃/min时，组织中的铁素体量减少且细小；当冷却速度≥150℃/min时，组织呈均匀的贝氏体；当冷却速度进一步加快时，组织中出现马氏体。只要在冷却过程中控制钢无先共析的粗大铁素体存在，就可以保证钢具有良好的力学性能。

（4）焊接

12Cr2Mog钢的淬透性和淬硬性都很大，在焊接过程中，在焊缝和热影响区很容易产生硬而脆的马氏体组织，这不仅影响焊接接头的力学性能，而且产生很大的焊接内应力，常常导致热影响区发生裂纹。为此，焊前要预热，预热温度为200~300℃。手工焊接时采用热407焊条，自动焊采用H08CrMoV焊丝和350焊剂。焊后要进行700~775℃回火处理，回火保温时间视工件厚度而定，当工件厚度大于300 mm时，保温时间至少为1.5 h。对于外径不大于51 mm、厚度不大于8 mm的管子，焊后也可不进行热处理。

1.4.4 性能资料

（1）物理性能

12Cr2MoG钢的物理性能见表13.8-129。

（2）许用应力

12Cr2MoG及其相类似钢号的许用应力如下。

1）12Cr2MoG钢的许用应力见表13.8-130。

2）10CrMo910钢的许用应力见表13.8-131。

3）美国部分类似钢号的许用应力见表13.8-132。

（3）等温与连续冷却转变曲线

12Cr2MoG钢等温和连续冷却转变曲线如图13.8-37和图13.8-38所示。10CrMo910钢的连续冷却转变曲线如图13.8-39所示。

（4）力学性能

12Cr2MoG钢及其相类似钢号的力学性能如下。

1）12Cr2MoG钢高温力学性能统计值见表13.8-133，高温屈服强度最小值见表13.8-134。

表 13.8-129　12Cr2MoG 钢物理性能

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.84						
弹性模量 E/GPa	218	213	206	199	191	181	170
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	34.8	37.3	38.5	38.5	37.3	34.8	32.7
定压比热容 c_p/kJ·kg^{-1}·K^{-1}	0.46	0.50	0.50	0.54	0.63	0.71	0.80
热扩散率 α/cm^2·s^{-1}	0.10	0.10	0.09	0.09	0.08	0.07	0.06
线胀系数（与20℃间）α_l/10^{-6}K^{-1}		12	13	13	14	14	14
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m	0.30	0.34	0.41	0.50	0.59	0.70	0.82
磁性	顺磁性						
临界点/℃	A_{c1} 804		A_{c3} 870		A_{r1} 720		A_{r3} 820

表 13.8-130　12Cr2MoG 钢的许用应力（钢制石油化工压力容器设计规范，1985）

板厚 /mm	σ_s	σ_b	在下列温度（℃）的许用应力值/MPa														
	MPa		≤20	100	150	200	250	300	350	400	450	475	500	520	540	560	580
6~60	284	471	157	157	150	144	141	135	126	120	114	111	91	72	53	39	29
>60~100	265	461	154	150	141	138	135	128	120	114	107	104	91	72	53	39	29
>100~150	245	461	153	141	135	131	128	123	114	107	101	98	91	7	53	39	29

表 13.8-131　德国钢材 10CrMo910 的许用应力（仅用于正火+回火态）

壁厚 /mm	$\sigma_b^{20℃}$ /MPa	$\sigma_s^{20℃}$ /MPa	在下列温度（℃）的许用应力值/MPa																	
			20	200	250	300	350	400	420	440	460	480	500	510	520	530	540	550	560	570
≤40		280				150	143	136	134	131	128	113								
40~60	450~600	270	150	150	150	146	136	130	127	124	122	113	90	78	68	60	52	45	38	34
>60~80		260					140	130	123	120	118	115	112							

表 13.8-132　美国部分钢号的许用应力（ASME 锅炉与压力容器规范，1986）（仅用于正火+回火态）

规范号	σ_b（下限）/MPa	在下列温度（℃）的许用应力值/MPa																		
		-29~-38	93	149	204	-29~-204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538	556	593	621	649
SA-38722C1.1																				
SA-213 T22	414					103	103	103	103	103	103	103	99	90	76	54	40	29	(21)	(11)
SA-335 P22																				
SA-182 F22	517	130	130	126	124		123	123	122	121	119	117	113	109	76	52	40	30	(17)	(9)
SA-38722C1.2																				

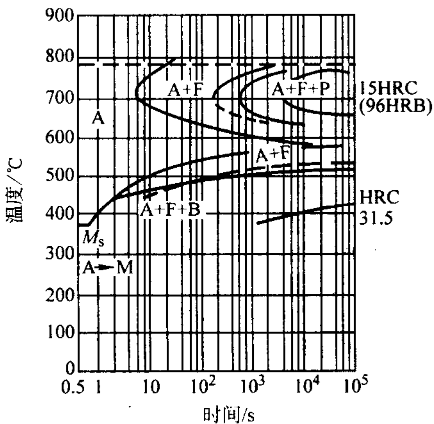


图 13.8-37　12Cr2Mog 钢等温转变曲线

1—化学成分（质量分数）/%　C 0.15　Si 0.44　Mn 0.36　Cr 2.24　Mo 0.85

2—奥氏体化 975℃，30 min

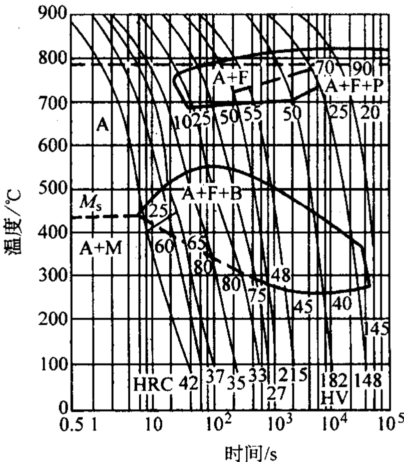


图 13.8-38　12Cr2Mog 钢连续冷却转变曲线试验钢化学成分与奥氏体化制度与图 13.8-37 相同

48

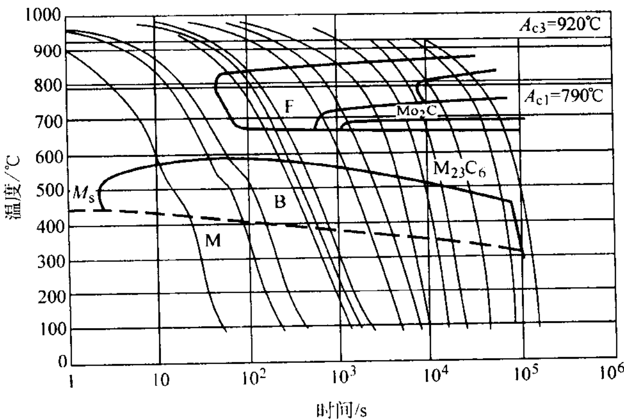


图 13.8-39 10CrMo910 钢连续冷却转变曲线

1—化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	V	Nb	Ti
0.10	0.24	0.49	0.013	0.013	2.43	0.08	1.06	0.012	0.15	<0.01	<0.01	<0.02

2—奥氏体化 970℃，8 min

2）10CrMo910 钢高温屈服强度最小值见表 13.8-135；大口径钢管在不同温度下的冲击韧性见表 13.8-136；不同热处理制度下的组织和性能见表 13.8-137。

3）试验温度对 2¼Cr-1Mo 钢强度的影响如图 13.8-40～图 13.8-42 所示。

表 13.8-133 12Cr2MoG 钢高温力学性能统计值

温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa 均值	$\sigma_{0.2}$ 95% 上限	$\sigma_{0.2}$ 95% 下限	σ_b/MPa 均值	σ_b 95% 上限	σ_b 95% 下限	δ/%	ψ/%
100	294	349	239	442	481	404	23	79
200	286	341	231	432	470	393	20	78
250	262	318	207	422	461	383	18	77
300	275	330	220	433	471	394	16	75
350	275	330	220	453	491	414	16	73
400	272	328	217	453	492	414	17	73
450	268	323	212	423	462	384	17	75
500	243	293	187	396	434	357	18	76

表 13.8-134 12Cr2MoG 钢钢管的高温强度（$\sigma_{0.2}$）最小值（摘自 GB/T 5310—1995）

温度/℃	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
$\sigma_{0.2}$/MPa	191	187	185	185	185	185	185	182	173	159

4）美国 SA387Gr.22 钢在不同热处理制度下的力学性能见表 13.8-138；焊接接头性能见表 13.8-139；不同温度下的强度曲线见图 13.8-43。

5）罗马尼亚 12MoCr22 钢和前捷克斯洛伐克 15313 钢的高温屈服强度见表 13.8-140。

表 13.8-135 10CrMo910 钢高温屈服强度最小值/MPa

技术条件	板厚或壁厚/mm	200℃	250℃	300℃	350℃	400℃	450℃	500℃
DIN 17175—79	≤4	245	240	230	215	205	195	185
	>40～60	235	230	220	205	195	185	175
	>60～80	225	220	210	195	185	175	165
DIN 17155—83	≤4	245	240	230	215	205	195	185
	>40～60	235	230	220	205	195	185	175
	>60～100	225	220	210	195	185	175	165
	>100～150	215	210	200	185	175	165	155

表 13.8-136 10CrMo910 大口径管不同温度下的冲击韧度

试样编号	尺寸/mm	热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
A10	ϕ172×34	960℃保温 20 min，空冷	315	512	29.0	79.0
A11	ϕ323×21.5	760℃保温 1.5 h，空冷	382	553	27.5	76.0
A12	ϕ323×21.5	960℃保温 20 min，空冷	352	520	29.0	77.0
B4	ϕ172×34	760℃保温 50 h，空冷	329	447	33.0	74.0

DVM 试样缺口冲击韧度（纵向）/J·cm^{-2}

试样编号	试验温度/℃ 20	100	200	250	300	350	400	450	500	550	600
A10	329	329	329	337	326	317	296	295	297	281	231
A11	278	301	315	307	305	314	284	281	265	207	186
A12	297	319	328	310	323	318	290	290	285	280	216
B4	133	205	244	300	302	295	188	188	165	170	159

表 13.8-137 10CrMo910 钢不同热处理制度下的组织与性能

热处理制度	组织形态									析出物的相分析结果
	光学显微镜					电子显微镜				
	F（铁素体）	P（珠光体）	B（贝氏体）	析出物 晶内	析出物 晶界	a（F中）	b（F中）	c	d	
885℃ 30 min，炉冷 650℃空冷	××	××				×	×		×	
950℃ 30 min，空冷 760℃ 100 min，空冷			×× ××		××	×	×		×	a—Mo_2C b—Mo_2C
960℃ 15 min，空冷 750℃ 45 min，空冷	×		×× ×	×	×		×		×	b—Mo_2C d—Fe_3C
900℃油冷 740℃/50℃/8 h			×× ××		×		×	×	×	b—Mo_2C
940℃空冷 750℃ 40 min，空冷			×× ××		×			×	×	
950℃ 30 min，炉冷 650℃空冷	××	××		×	×					

热处理制度	力学性能				持久强度/MPa					
	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	σ_{10^4} 500℃	σ_{10^4} 550℃	σ_{10^4} 575℃	σ_{10^5} 500℃	σ_{10^5} 550℃	σ_{10^5} 575℃
885℃ 30 min，炉冷 650℃空冷	314	620	26	64	284					
950℃ 30 min，空冷 760℃ 100 min，空冷	390	602	30	70	245					
960℃ 15 min，空冷 750℃ 45 min，空冷	411	595	28	75	157	116	88			
900℃油冷 740℃/50℃/8 h	396	515	29	78	113	93				
940℃空冷 750℃ 40 min，空冷	476	571		79	172	98	73	109	63	44
950℃ 30 min，炉冷 650℃空冷		544	24	55		118	85		80	54

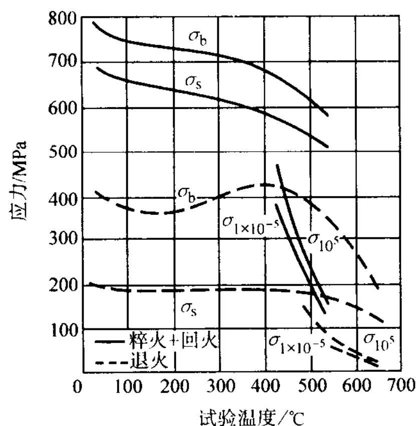


图 13.8-40 试验温度对 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢强度的影响

（5）持久强度与蠕变极限

12Cr2MoG 及其相类似钢号的持久强度和蠕变极限如下。

1）12MoCr22 钢管持久强度推荐值（GB 5310—1995）见表 13.8-141；弯管持久强度和钢管焊接接头持久强度试验数据见表 13.8-142 和表 13.8-143。

2）10CrMo910 钢蠕变极限和持久强度的平均值见表 13.8-144。

3）$2\frac{1}{4}$Cr－1Mo 钢持久强度见表 13.8-145；正火加回火状态下持久强度曲线和参数图如图 13.8-44～图 13.8-46 所示；退火状态下的持久强度曲线和参数图如图 13.8-47～图 13.8-49 所示。

4）$2\frac{1}{4}$Cr－1Mo 钢 540℃时的蠕变性能如图 13.8-50 所示。

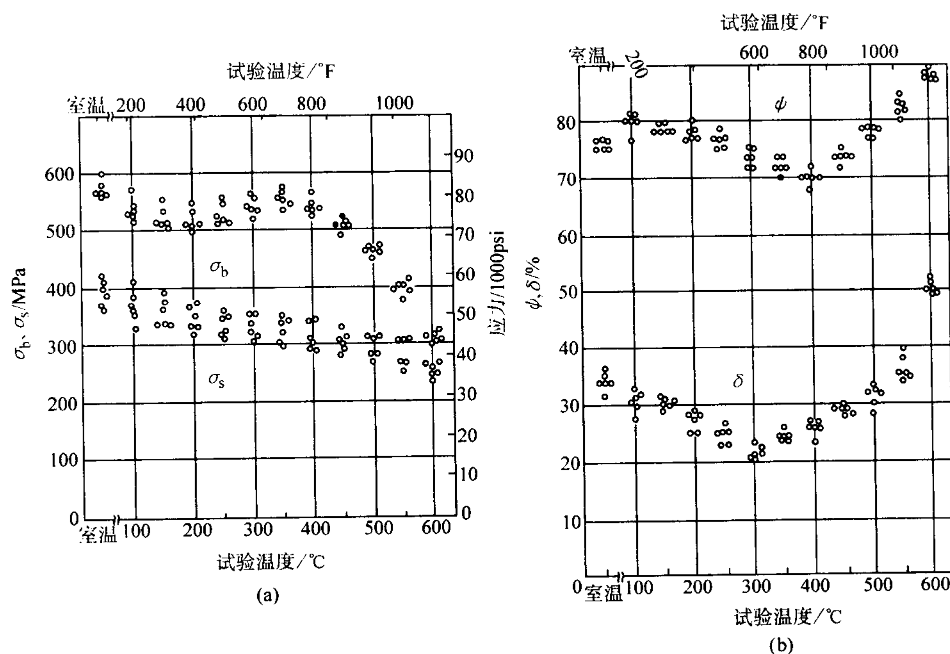


图 13.8-41　$2\frac{1}{4}$Cr-1Mo（HCM2，正火 + 回火）钢的力学性能

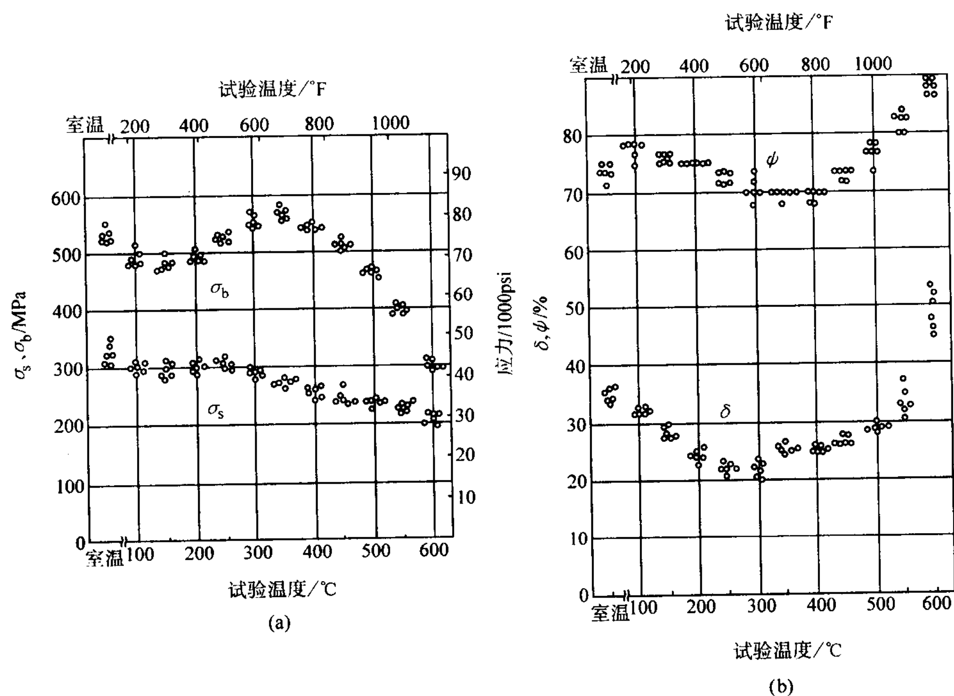


图 13.8-42　$2\frac{1}{4}$Cr-1Mo（HCM2，退火态）钢的力学性能

表 13.8-138　SA387Gr22 钢不同热处理状态的力学性能

热处理制度	板厚 /mm	力学性能					
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	a_K /J·cm^{-2}	A_{KV}/J 0℃	A_{KV}/J −20℃
热轧加 760℃回火	14	425	556	28.2	314		
热轧加 730℃回火	14	466	588	25.7	302		
热轧加 705℃回火	14	516	645	24.0	283		
940℃正火加 730℃回火	14	476	599	26.1	306		

续表 13.8-138

热处理制度	板厚/mm	力学性能					
		σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	a_K/J·cm^{-2}	A_{KV}/J 0℃	A_{KV}/J -20℃
正火加回火加700℃去应力退火	25	424	590	29.0		125	
930℃正火加750℃回火加680℃退火	100	294	505	30.5	252		120
930℃正火加700℃回火加680℃退火	100	351	554	28.0	261		129
960℃淬火加700℃回火	100	419	573	27	269		184
正火加回火加700℃去应力退火	150	412	583	27		106	
调质加700℃去应力退火	150	431	598	29		246	

表 13.8-139 SA387Gr22 钢焊接接头性能

板厚/mm	焊接方法	焊接条件	拉伸性能		夏比冲击性能		
			σ_b/MPa	破断位置	缺口位置	A_{KV}（0℃）/J	FATT/℃
25	手工电弧焊	焊条：CMA-106 直径：$\phi5$ 热输入：23 kJ/cm	593	母材	焊缝	135	-20
					熔合线	237	-32
					热影响区	212	-36
100	埋弧焊	焊丝：μs-521A 直径：$\phi4$ 焊剂：MF2-29 热输入：2 kJ/cm	608	母材	焊缘	99	-6
					熔合线	194	-32
					热影响区	197	-34

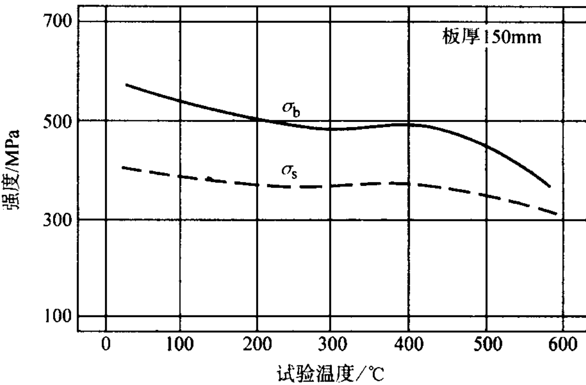


图 13.8-43 SA387Cr.22Ⅱ级钢在不同温度下的强度曲线

表 13.8-140 12MoCr22 和 15131 钢高温屈服强度最低值

技术条件	管壁厚度/mm	温度/℃ 200	250	300	350	400	450	500
		$\sigma_{0.2}$/MPa						
STAS8184—87 12MoCr22	≤40.0	245	240	230	215	205	195	185
	>40.0	235	230	220	105	195	185	175
ČSN41 5313—79 15313		245	235	226	216	206	196	186

表 13.8-141 12Cr2Mog 钢管持久强度推荐值
（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	500	510	520	530	540	550	560	570
σ_{10^5}/MPa	124	112	102	91	83	72	64	56

表 13.8-142 12MoCr22 弯管持久强度

热处理制度	材料规格/mm	温度/℃	取样部位		持久强度/MPa σ_{10^4}	σ_{10^5}
900~960℃正火+700~750℃回火	ϕ325×24	540	直管段		119	90
			弯管	外层 R=1 200 mm	108	76
				中间层 R=900 mm	103	—
				内层 R=900 mm	104	—
				热影响区 R=900 mm	113	—

表 13.8-143　12MoCr22 焊接接头持久强度

温度/℃	应力 σ/MPa	断裂时间/h	δ	ψ	持久强度/MPa	
			%		σ_{10^4}	σ_{10^5}
540	147	337	29	89	93	69
	147	341	30	89		
	137	531	25	86		
	118	1 352	34	89		
	98	5 342	30	86		
540	196	46	20	92	97	73
	157	246	25	88		
	152	335	20	83		
	137	641	24	83		
	118	1 597	23	81		
	98	11 882	11	64		

注：ϕ273×35，焊后 700～740℃×3 h 炉冷至 300℃，空冷。

5）罗马尼亚 12MoCr22 钢的蠕变极限和持久强度见表 13.8-146。

6）前捷克斯洛伐克 15313 钢的持久强度与蠕变极限见表 13.8-147。

（6）组织稳定性

12Cr2Mog 钢及其类似钢号长期时效或长期运行后的力学性能如下。

1）12Cr2Mog 钢在 500℃下经不同时间时效后的力学性能见表 13.8-148。

表 13.8-144　10CrMo910 钢蠕变极限和持久强度平均值
（DIN 17175—79，DIN 17155—83）

温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	σ_{10^4}/MPa	σ_{10^5}/MPa	$\sigma_{2\times10^5}$/MPa
450	240	166	306	221	201
460	219	155	286	205	186
470	200	145	264	188	169
480	180	130	241	170	152
490	163	116	219	152	136
500	147	103	196	135	120
510	132	90	176	118	105
520	119	78	156	103	91
530	107	68	138	90	79
540	94	58	122	78	68
550	83	49	108	68	58
560	73	41	96	58	50
570	65	35	85	51	43
580	57	30	75	44	37
590	50	26	68	38	32
600	44	22	61	34	28

表 13.8-145　$2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢的持久强度试验结果

热处理制度	σ_b/MPa	σ_s/MPa	持久强度/MPa											
			500℃			550℃			600℃			650℃		
			σ_{10^3}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^3}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^3}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^3}	σ_{10^4}	σ_{10^5}
退火	526	338	220	(161)		146	113	(86)	103	70	(46)	60	27	(13)
正火	566	401	231	176	(135)	158	113	(80)	100	64		55	(27)	

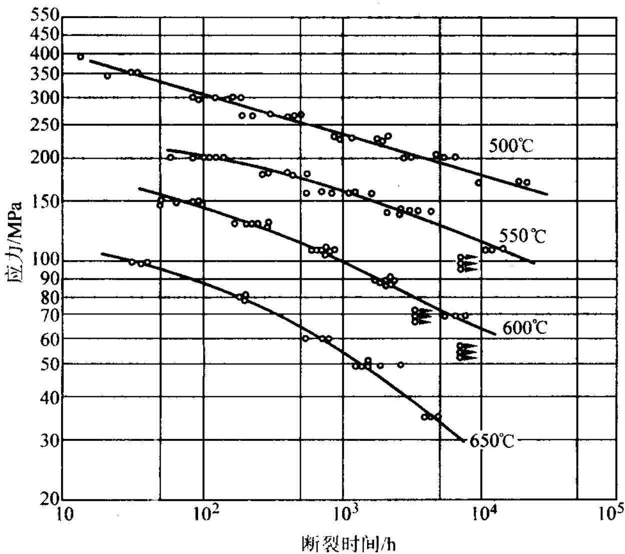


图 13.8-44　$2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢持久强度曲线（正火加回火）

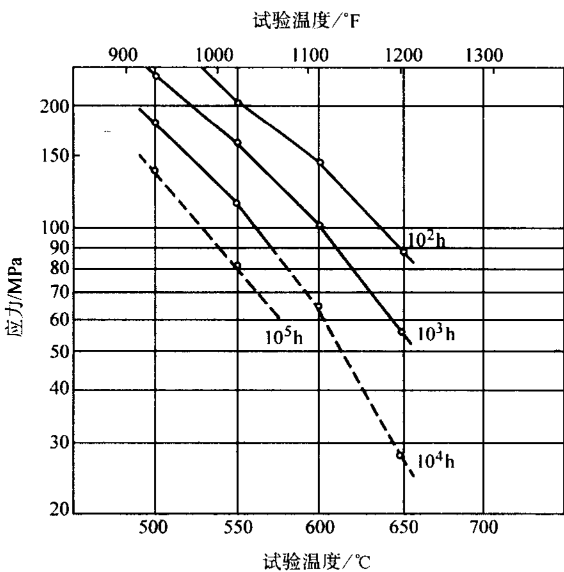


图 13.8-45　$2\frac{1}{4}$Cr-1Mo（HCM2，正火＋回火）**钢断裂应力与试验温度的关系曲线**

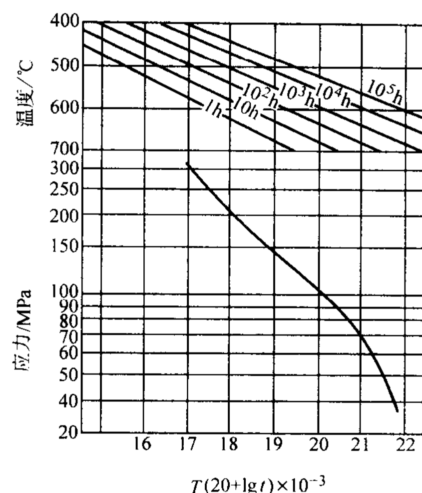


图 13.8-46 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢（正火加回火状态）持久强度参数图

（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

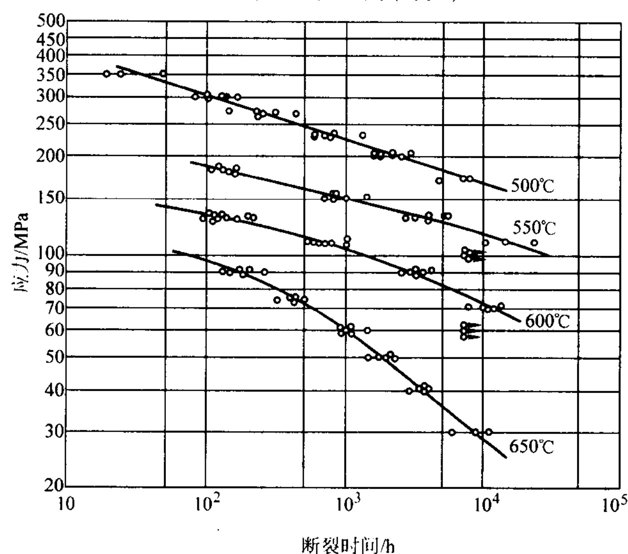


图 13.8-47 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢持久强度曲线（退火状态）

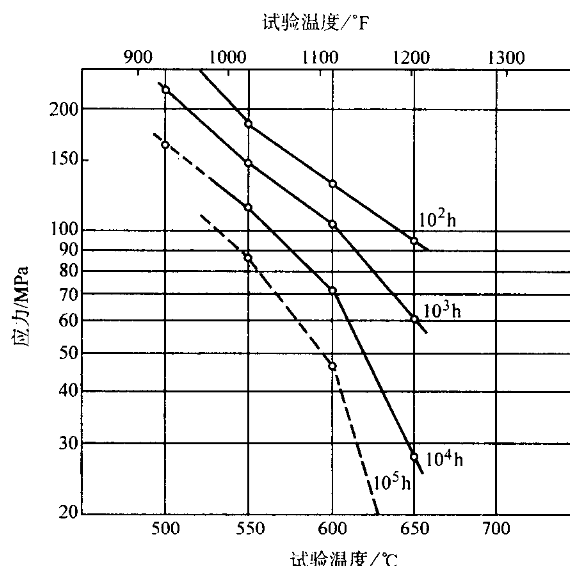


图 13.8-48 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo（HCM2，退火态）钢断裂应力与试验温度的关系曲线

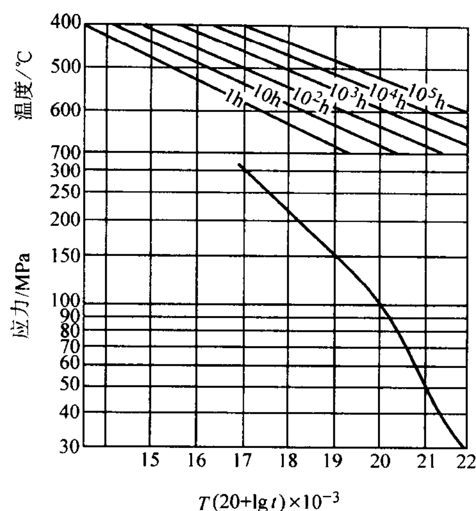


图 13.8-49 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢退火状态持久强度参数图

（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

2）时效温度和时效时间对 $2\frac{1}{4}$Cr－1Mo 钢力学性能的影响如图 13.8-51 和图 13.8-52 所示。

3）10CrMo910 钢主蒸汽管运行不同时间后的力学性能及碳化物相结构的变化见表 13.8-149 和表 13.8-150。

4）10CrMo910 钢材质损伤模拟试验结果见表 13.8-151。

（7）疲劳性能

10CrMo910 钢低循环疲劳试验结果示于表 13.8-152 和图 13.8-53～图 13.8-55。温度对 $2\frac{1}{4}$Cr－1Mo 钢疲劳裂纹扩展速率的影响如图 13.8-56 所示。

（8）抗氧化性能

$2\frac{1}{4}$Cr－1Mo 钢的抗氧化性能见表 13.8-153。

1.5 12Cr2MoWVTiB（102）

12Cr2MoWVTiB（102）是低碳、低合金贝氏体型热强钢，主要采用钨钼复合固溶强化、钒钛复合弥散强化和微量硼的强化，使该钢具有优良的综合力学性能、工艺性能及抗氧化性能，其热强性能和使用温度超过国外同类钢种，在 620℃ 达到某些铬镍奥氏体钢的水平。电厂实际运行情况表明，长期运行后钢管的组织和性能变化不大。

1.5.1 用途

主要用于壁温≤600℃的高压锅炉过热器管、再热器管及其他耐热部件。

1.5.2 技术条件

12Cr2MoWVTiB 钢的化学成分见表 13.8-154；力学性能见表 13.8-155。

1.5.3 工艺性能

（1）冶炼

12Cr2MoWVTiB 钢采用碱性电弧炉全氧化法冶炼及转炉冶炼。

（2）热加工

12Cr2MoWVTiB 钢的热加工规范见表 13.8-156。

（3）冷弯

12Cr2MoWVTiB 钢主要用于小口径钢管，可冷弯，冷弯后不需要进行热处理。

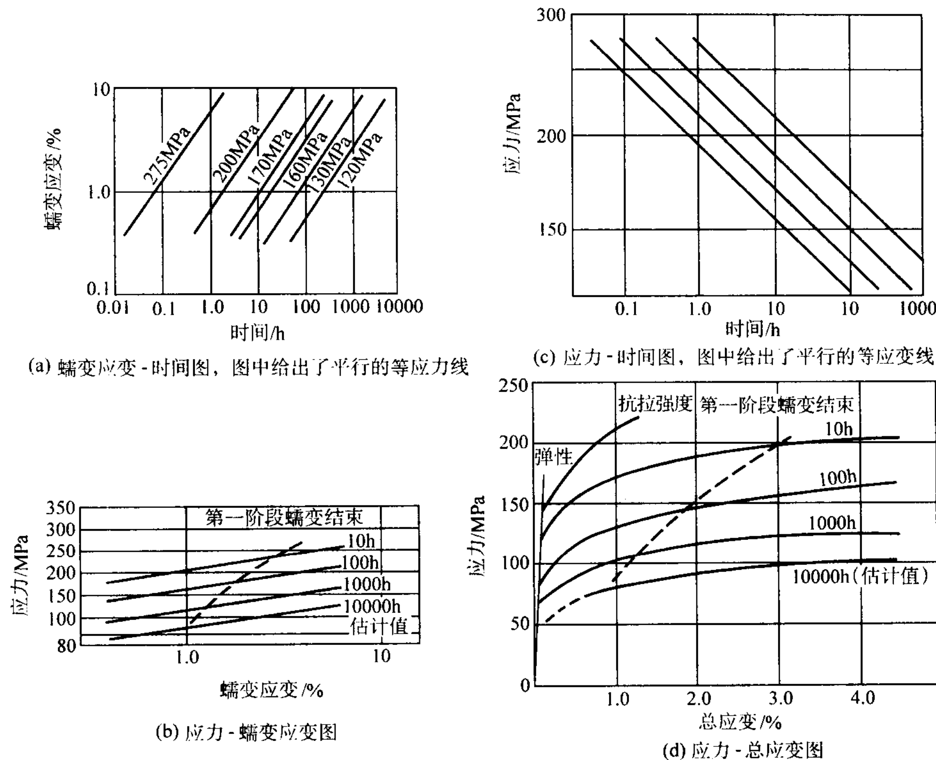


图 13.8-50　$2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢 540℃时的蠕变性能

表 13.8-146　12MoCr22 钢的蠕变极限和持久强度

温度/℃	蠕变极限		持久强度	
	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
	MPa			
470	197	145	264	192
480	179	130	240	167
490	162	115	217	147
500	147	102	195	129
510	132	90	171	112
520	118	78	148	98
530	106	67	132	87
540	94	57	117	74
550	83	49	103	64
560	73	41	90	55
570	64	35	79	48
580	56	30	69	41
590	49	26	61	35
(600)	(44)	(22)	(54)	(29)

表 13.8-147　前捷克斯洛伐克 15313 钢的持久强度与蠕变极限（ČSN41 5313—79）

试验温度/℃	持久强度/MPa				蠕变极限/MPa	
	σ_{10^4}	σ_{10^5}	$\sigma_{2\times10^5}$	$\sigma_{2.5\times10^5}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
480	240	170	152	147	194	128
490	219	153	135	130	175	116
500	196	137	119	113	157	103
510	176	122	103	98	140	92
520	155	107	89	84	125	82
530	137	93	77	74	109	72
540	122	79	68	64	95	63
550	108	69	58	55	83	54
560	96	59	50	47	74	47
570	85	51	43	41		
580	76	44	(37)	(35)		
590	68	(38)	(32)	(30)		
600	61	(34)	(28)	(26)		

表 13.8-148　12Cr2MoG 钢 500℃时效后的力学性能

时效时间/h	焊后不热处理		焊后经 746～749℃保温 40 min 空冷	
	σ_b/MPa	α_K/J·cm^{-2}	σ_b/MPa	α_K/J·cm^{-2}
0	555～570	77～121	550～555	171～200
500		87～126		133～193
1 000	595，595	108～131	555～570	123～185
1 500		110～128		128～161
2 000	525～575	79～158	510～550	145～160
2 500		108～166		98～147
3 000	530～550	103～123	520～530	90～117
4 000	565～570	94～140	530～570	107～117
5 000		103～113		90～100
6 000	560～565	97～107	540～545	80～110

注：ϕ88.9×7.1 钢管用 407 焊条，冲击样厚 5 mm，U 形缺口在焊缝上。

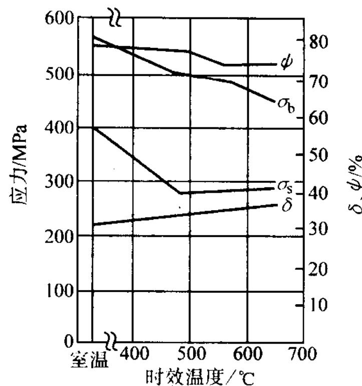


图 13.8-51 时效温度对 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢力学性能的影响

热处理 900℃正火 + 750℃回火，时效时间 10 000 h

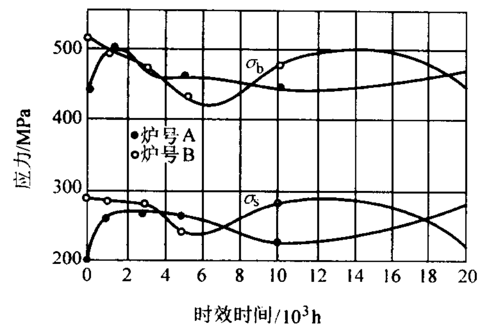


图 13.8-52 时效时间对 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢力学性能的影响

时效温度 455℃

表 13.8-149 10CrMo910 钢主蒸汽管运行后力学性能的变化

状态	取样方向	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	HB	状态	取样方向	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	HB
		MPa		%		/J·cm⁻²				MPa		%		/J·cm⁻²	
原始状态	横向	355	525	29.5	66.5	123	172 ~ 180	在 540℃运行 30 000 h 后	横向	300	525	30.0	60.5	≥98.5	162.5 ~ 172
		350	515	29.5	66.5	133				295	550	25.0	61.5	≥88.5	
		330	520	30.0	65.0	146				295	535	26.0	61.0	≥89.5	
	平均	345	520	29.7	66.0	134			平均	297	537	27.0	61.0	≥92.5	

(4) 热处理

按 GB 5310—1995 标准规定，12Cr2MoWVTiB 成品钢管应进行正火加高温回火处理；正火温度 1 000 ~ 1 035℃，保温时间按壁厚 1.5 min/mm 计算，但一共不少于 20 min；回火温度为 760 ~ 790℃。保温时间：周期式炉大于 2 h，连续炉大于1 h。

钢锭退火：1 000℃保温 3 ~ 5 h，炉冷至 650℃，保温 2 h，再炉冷至低于 500℃出炉空冷。

热处理工艺参数对 12Cr2MoVTiB 钢的持久强度有一定的影响，应严格控制热处理制度。对持久强度影响较大的因素主要有如下。

1）提高钢的正火温度是充分发挥钢的热强性的一个有效途径。提高钢的正火温度，可使固溶体溶解更多的合金元素，增强固溶强化的作用，同时，在回火时有利于第二相的析出，从而增加了沉淀强化的效果，对提高钢的持久强度有益，特别是当钢中（V + Ti）/C 比值高时，作用更加显著(见表 13.8-157)。但应该注意，钢管经 1 000℃以上加热后，表面氧化和脱碳都比较严重，为保证钢管表面质量，应装备连续式气体保护高温正火处理炉。

2）正火冷却速度对钢的持久强度也有一定的影响。该钢的热强性能对正火冷却速度不十分敏感，高于 1 000℃正火，只要冷却速度大于 31.4℃/min，就可以得到单一的贝氏体组织，回火后得到的回火贝氏体具有最佳的热强性。如果不按规定进行正火处理，会使钢中出现铁素体组织或晶粒过细且不均匀，钢的持久强度会明显降低。

3）回火温度对钢的持久强度也有影响。对于该钢 600℃和 620℃的持久强度来说，钢的回火温度升高，短时高应力点的持久强度降低，而长时间低应力点的持久强度升高，其最佳的回火温度为 770℃。但当使用温度较低时，应相应降低回火温度，以充分发挥钢的潜力。

(5) 焊接

该钢焊接性较好，但有淬硬倾向和冷裂倾向。手工焊采用低氢含硼碱性焊条热 347，焊前，母材应预热至 250 ~ 300℃（小口径管焊前可不预热），焊后要进行 760℃ ~ 780℃（按壁厚每毫米保温时间为 4 min）回火处理，在石棉灰中缓冷。也可以进行碰焊，碰焊后应在 780℃保温 40 min，炉冷至 400 ~ 300℃以下出炉。气焊用 H08Cr1MoV 钢对接，推荐用H08CrMoV或H08CrMoVNb焊丝进行焊接。

1.5.4 性能

(1) 物理性能

该钢的物理性能见表 13.8-158 和表 13.8-159。

(2) 许用应力

该钢的许用应力（GB/T 9222—1988）见表 13.8-160。

(3) 等温和连续冷却转变曲线

12Cr2MoWVTiB 钢等温和连续冷却转变曲线见图 13.8-57 ~ 图 13.8-60。

(4) 力学性能

12Cr2MoWVTiB 钢不同状态下的力学性能如下。

1）GB 5310 标准规定的高温强度参考值见表 13.8-161 和表 13.8-162。

2）管坯高温力学性能统计值见表 13.8-163；δ_5 和 ψ 的平均值见表 13.8-164。

3）12Cr2MoWVTiB 钢 650 ~ 900℃下的高温力学性能见表 13.8-165。

4）不同回火温度时棒材的力学性能见表 13.8-166。

5）不同正火冷却速度时的力学性能见表 13.8-167。

6）成品钢管力学性能统计值见表 13.8-168。

(5) 持久强度与蠕变极限

12Cr2MoWVTiB 钢不同状态下的持久强度如下。

1）GB 5310—1995 标准规定的持久强度推荐值见表 13.8-169。

2）540 ~ 630℃高温持久强度统计值见表 13.8-170。

表 13.8-150 10CrMo910 钢主蒸汽管在 540℃、9.81 MPa 下运行不同时间后材料的力学性能和碳化物相结构

主汽管规格 /mm	运行时间 /h	室温力学性能						FATT$_{50}$ /℃	540℃力学性能					碳化物中合金元素占钢含量（质量分数）/%		碳化物相结构	$\sigma_{10^5}^{540℃}$ /MPa	$\sigma_{10^{-5}}^{540℃}$ /MPa
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	Cr	Mo			
ϕ273×22.2 直管	0	508	336	27.8	69.5	179	178.5							23.3	19.4		68.6	52.9
	29 822	519	274	28.0	65.5	134	161.3		314	240	14.8			25.7	51.9		78.4	54.9
	45 562	498	270	30.0	65.0	122	156.5		275	152	33.3	68.5	159	36.7	72.2	$M_{23}C_6$、M_6C、M_7C_3、M_2C	78.4	
	77 403	481	247	32.3		150			272	181	36.9	76.8	190	20.6	64.0	主：M_6C、$M_{23}C_6$、M_7C_3	74.5	
	106 592	504	282	31.5		161			287	219	36.9		181	26.7	79.2	次：M_2C、$M_{23}C_6$、M_6C	78.4	
弯管	106 592	547	323	29.7		174			336	262	34.8		124	33.2	96.2	$M_{23}C_6$	85.3	
ϕ273×22.2 直管	141 476	500	310	31.0	70.0	148	146	28.0	281	（535℃） 213	32.5	72.5		25.7	79.9			
ϕ273×22 直管	106 000	482	263	28.7	74.5			28.5	265	213	27.6	77.7	174	18.3	75.8	主：$M_{23}C_6$。次：M_2C、M_3C	68.8	56.3
弯管	106 000	463	263	29.8	75.0			17.0	259	163	35.0	77.5	129	20.3	86.3	主：$M_{23}C_6$。次：M_2C、M_3C	72.6	53.2
ϕ273×28 直管	0 0	510 536	364 379	22.5 21.5	74.0 73.0	330 341	133 140	−38.0 −32.0	410 397	273 290	30.0 28.0	80.0 82.0		24.1 24.6	58.9 61.8	$M_{23}C_6$，M_3C，M_2C，M_7C_3，M_6C $M_{23}C_6$，M_3C，M_2C，M_7C_3，M_6C		
ϕ273×22.2 直管	35 132 61 597	508 515	441 274	27.5 28.8	68.3 72.0	144 144	157	56.5	308	212	26.5	74.0	137	15.1 14.2	56.2 61.2	主：M_6C，$M_{23}C_6$，M_7C_3。次：M_3C 主：M_6C。次：M_7C_3	89.2 86.2	
ϕ273×22.2 直管	0 40 000	523 544	361	31.1` 29.9	65.7 102.9	118							101 161	26.2 29.2	27.1 72.4	主：$M_{23}C_6$，次：M_7C_3，M_2C 主：$M_{23}C_6$，M_6C，次：M_3C，M_2C	87.2 86.2	50.0 60.8
ϕ273×22.2 直管	0 50 000	490 451		30.5 31.0	61.0 58.0	191 171	149 128		338 270	172 127	33.0 31.0	82.0 78.0		13.9 16.8	26.9 50.9	主：M_3C。次：M_2C 主：M_3C。次：M_2C，$M_{23}C_6$		
ϕ273×22.2 直管	55 536	512	282	23.7	73.6	94	159		289	198	23.2	79.0	142	165	74.2	主：M_6C	纵：84.4	
弯管外弧		527	362	20.2	69.7	54	167		299	256	20.2	75.7	115	16.2	77.0	次：$M_{23}C_6$，M_2C，M_7C	横：82.4	
弯管中性面		515	309	22.1	71.6	80	158		291	222	24.0	75.5	130	16.5	74.9		纵：89.3	
弯管内弧		514	365	20.0	71.6	90	167		293	259	20.4	74.5	133	16.4	76.2		横：79.5	纵：51.0

表 13.8-151 10CrMo910 钢材质损伤模拟试验结果

损伤级别	温度/℃	应力/MPa	时间/h	室温力学性能						540℃力学性能					碳化物相中合金元素占钢中该元素含量的百分比		碳化物颗粒平均尺寸/μm	碳化物相结构
				σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KV}/J·cm^{-2}	HB	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KV}/J·cm^{-2}	Mo	Cr		
A	0	0	0	548	314	29	78	220	163	374	241	28	83	163	34	21	0.594 7	M_3C + 少量 $M_{23}C_6$
B	680	27	250	490	266	32	73	174	152	341	211	27	76	102	44	26	0.650 2	$M_7C_3 + M_{23}C_6$
C	680	27	560	465	255	33	75	192	141	314	188	29	75	95	46	27	0.690 8	$M_7C_3 + M_{23}C_6 + M_6C$
D	680	27	900	445	242	34	72	161	136	298	164	31	74	68	50	25	0.867 5	$M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3$
E	680	27	1 400	441	246	38	70		131	310	161	28	71					

损伤级别	贝氏体硬度		持久强度（等温线法）			持久强度（时间－温度参数）			组织特征		$FATT_{50}$
	$HV_{10\mu}$	$HV_{20\mu}$	温度/℃	平均值 σ_{10^5}/MPa	下限值 σ_{10^5}/MPa	温度/℃	平均值 σ_{10^5}/MPa	下限值 σ_{10^5}/MPa	球化级别	组织特征	
A	264	223	540 550 560	101.5 99.1 94.5	98.9 97.8 90.1	540 550 560	104.0 96.3 89.2	103.3 95.6 88.5	A	粒状贝氏体＋铁素体，碳化物微粒子开始析出	5.5
B	231	201	540 550 560	73.8 67.9 61.5	70.8 66.3 60.0	540 550 560	73.5 67.5 62.1	73.4 67.5 62.1	B	粒状贝氏体分解，碳化物粒子呈弥散性分布	27.0
C	218	192	540 550 560	64.2 60.0 58.3	62.6 59.3 50.5	540 550 560	65.8 60.4 55.4	65.7 60.3 55.3	C	晶内、晶界碳化物呈球状化分布	28.0
D	201	179	540 550 560	63.2 56.1 49.8	61.6 54.4 48.8	540 550 560	62.0 56.6 51.7	61.7 56.4 51.5	D	晶界碳化物呈链状、晶内碳化物呈球状，同时铁素体中的碳化物粒子开始消失	22.0
E	172	163								晶界碳化物呈链状并长大，晶内碳化物呈球状并长大，铁素体中的碳化物开始消失	

表 13.8-152 10CrMo910 主蒸汽管 540℃下运行 108 471 h 后的低循环疲劳试验结果

疲劳寿命曲线类别		疲劳寿命曲线表达式（540℃）
应变疲劳寿命	平均值	$\varepsilon_t = 0.002\,7\ (2N_f)^{-0.087\,8} + 0.139\,8\ (2N_f)^{-0.470\,3}$
	95.4%置信度下限	$\varepsilon_t = 0.002\,0\ (2N_f)^{-0.087\,8} + 0.099\,2\ (2N_f)^{-0.470\,3}$
虚拟应力疲劳寿命	平均值	$S_a = 451.8\ (2N_f)^{-0.087\,8} + 23\,405\ (2N_f)^{-0.470\,3}$
	95.4%置信度下限	$S_a = 333.5\ (2N_f)^{-0.087\,8} + 16\,615\ (2N_f)^{-0.470\,3}$

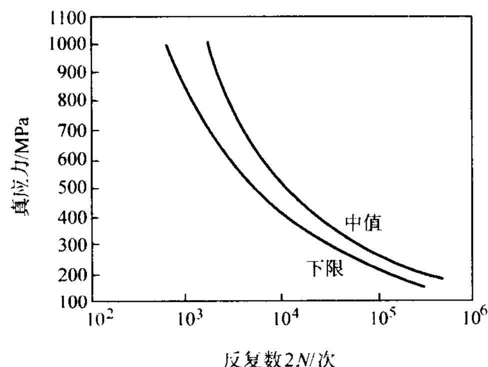


图 13.8-53 10CrMo910 钢 540℃虚拟应力疲劳寿命曲线

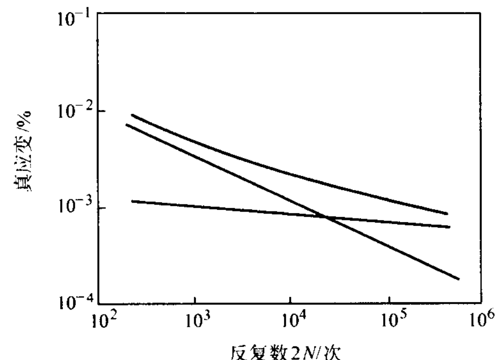


图 13.8-55 10CrMo910 钢 540℃应变疲劳寿命曲线（下限值）

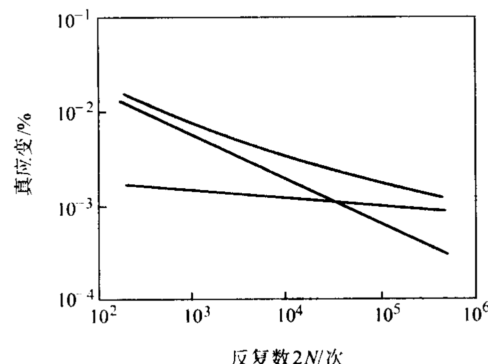


图 13.8-54 10CrMo910 钢 540℃应变疲劳寿命曲线（中值线）

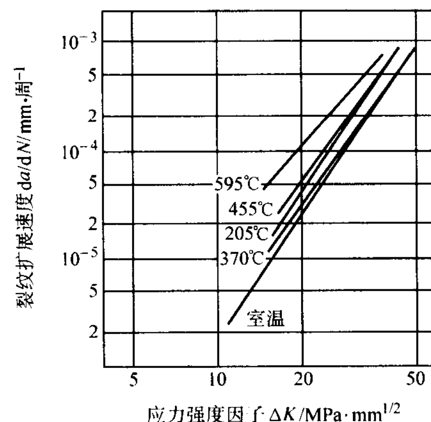


图 13.8-56 温度对 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢疲劳裂纹扩展速度的影响

循环频率 400 周/min，应力系数 0.05

表 13.8-153 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢抗氧化性能（增重法）

试验温度 /℃	下列时间后单位面积增重量/$g\cdot m^{-2}$					平均氧化速率 /$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	年腐蚀率 /$mm\cdot a^{-1}$	抗蚀性 (YB48—64)
	500 h	1 000 h	1 500 h	2 000 h	2 500h			
550	16.7	50.1	55.2	63.0	70.5	0.014	0.035	1级
600	70.3	187.8	215.1	248.4		0.067	0.150	2级

表 13.8-154 12Cr2MoWVTiB 钢化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	W	V	Ti	B
GB 5310—85	0.08～0.15	0.45～0.75	0.45～0.65	≤0.035	≤0.035	1.60～2.10	0.50～0.65	0.30～0.55	0.28～0.42	0.08～0.18	≤0.008
GB 5310—95	0.08～0.15	0.45～0.75	0.45～0.65	≤0.030	≤0.030	1.60～2.10	0.50～0.65	0.30～0.55	0.28～0.42	0.08～0.18	0.002～0.008
BQB 202—89	0.08～0.15	0.45～0.75	0.45～0.65	≤0.035	≤0.035	1.60～2.10	0.50～0.65	0.30～0.55	0.28～0.42	0.08～0.18	≤0.008

表 13.8-155 12Cr2MoWVTiB 钢力学性能

技术条件	壁厚/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	A_{KV}/J
GB 5310—1985		纵向：≥343	540～736	≥18	
GB 5310—1995		纵向：≥345	540～735	≥18	纵向≥35 横向≥27
BQB 202—1989	$s\leq16$ $16<s<20$	≥345 ≥335	540～735	≥18	

表 13.8-156 12CrMoWVTiB 钢热加工规范

加工方法	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
锻 造	1 170 ~ 1 220	1 150 ~ 1 200	≥850	空冷
热 轧	(装炉温度≤80℃) 1 120 ~ 1 180	1 100 ~ 1 160	≥850	堆冷
热穿孔	1 100 ~ 1 220	1 060 ~ 1 140	≥800	空冷

表 13.8-157 12Cr2MoWVTiB 钢不同正火温度的持久强度外推值

620℃时的持久强度 σ_{10^5}/MPa (V+Ti)/C 正火温度/℃	3.0	4.3
970	51	60
1 020	64	88
1 100	94	36

表 13.8-158 12Cr2MoWVTiB 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.84						
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	20 ~ 100℃	20 ~ 200℃	20 ~ 300℃	20 ~ 400℃	20 ~ 500℃	20 ~ 600℃	20 ~ 700℃
	11.0	11.9	12.9	13.2	13.5	13.7	13.9
弹性模量 E /GPa	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	
	213	208	204	198	186	179	
临界点 /℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}			
	820 ~ 845	950 ~ 1 000	730	855			

表 13.8-159 12Cr2MoWVTiB 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.83	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
熔点/℃	1 435		820 ~ 845	950 ~ 980	830 ~ 855	730 ~ 740

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	210	207	201	193	183	174		
切变模量 G/GPa	82.0	80.5	78.2	73.4	70.9	67.6		
泊松比 μ	0.279	0.285	0.286	0.316	0.294	0.285		
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}			34.0	33.8	33.3	32.5	32.3	31.0
热扩散率 α/10^{-6}m^2·s^{-1}	12.70	11.80	10.80	9.66	8.49	7.40	6.07	
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m			0.482	0.555	0.644	0.739	0.839	0.962
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}			402	448	502	561	678	
线胀系数(与20℃之间)α_l/10^{-6}K^{-1}		12.69	12.99	13.43	13.75	13.91	14.15	14.39

表 13.8-160 12Cr2MoWVTiB 钢许用应力(GB/T 9222—1988)

σ_s	σ_b	在下列温度(℃)下的基本许用应力 $[\sigma]_J$/MPa									
MPa		20	540	550	560	570	580	590	600	610	620
333	539	200	90	84	79	74	69	64	59	(52)	(43)

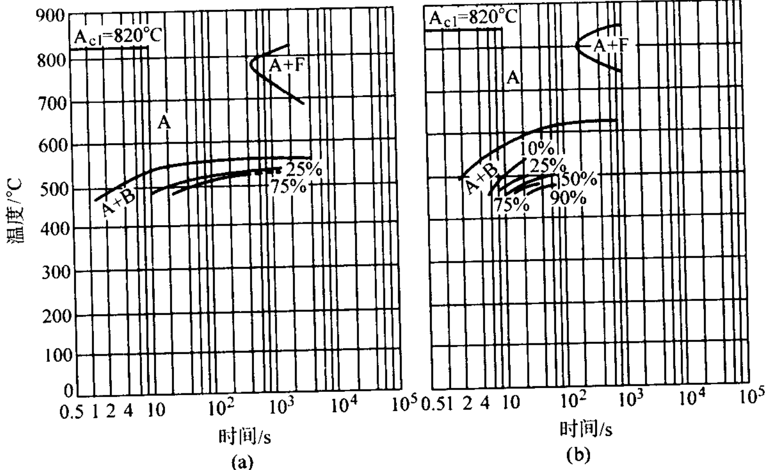


图 13.8-57 12Cr2MoWVTiB 钢等温转变曲线

化学成分(质量分数)/%:

	C	V	Ti	N	Al	Si	Mn	Cr	Mo	W	B
(a)	0.11	0.32	0.07	0.008 8	0.012	0.68	0.55	2.05	0.55	0.37	0.004 9
(b)	0.08	0.37	0.15	0.010 5	0.032	0.57	0.59	1.99	0.56	0.41	0.004 1

原始状态 锻造

奥氏体化 1 030℃, 20 min

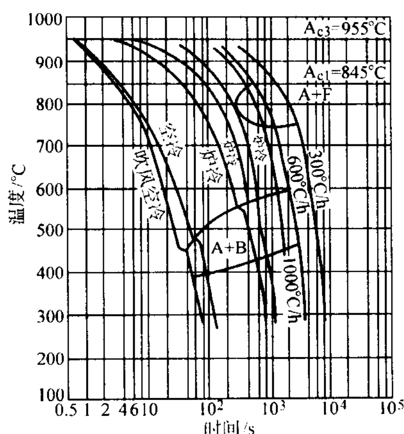


图 13.8-58　12Cr2MoWVTiB 钢连续冷却转变曲线

化学成分 同等温转变曲线（图 13.8-57）

原始状态 锻造

奥氏体化 1 030℃，20 min

3）持久强度散差带试验曲线及持久强度计算值见图 13.8-61 和表 13.8-171。

4）焊接接头持久强度试验数据见表 13.8-172 和表 13.8-173。

5）不同热处理制度对持久强度的影响见图 13.8-62～图 13.8-69 及表 13.8-174。

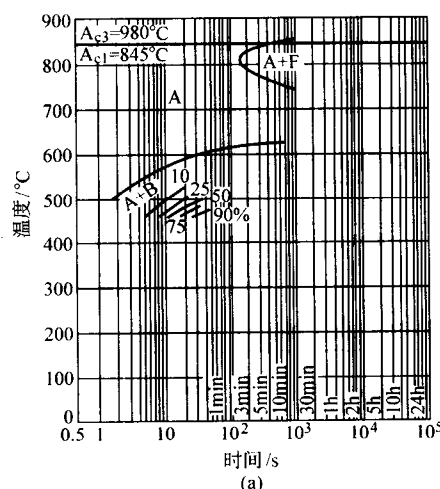
6）不同温度与不同热处理状态下的蠕变曲线和蠕变极限见图 13.8-66 和表 13.8-175。

（6）组织稳定性

高温过热器管用 12Cr2MoWVTiB 钢长期运行过程中力学性能的变化见表 13.8-176 和图 13.8-67；碳化物及其中合金元素的变化见图 13.8-68～图 13.8-70。

（7）抗氧化性能

12Cr2MoWVTiB 钢的抗氧化性能试验结果见表 13.8-177 和表 13.8-178，氧化失重曲线如图 13.8-71 所示。从氧化失重曲线上可以看出，3 000 h 后的氧化速度趋于稳定。在 600℃和 620℃试验的稳定阶段的氧化率小于 0.1 mm/a。



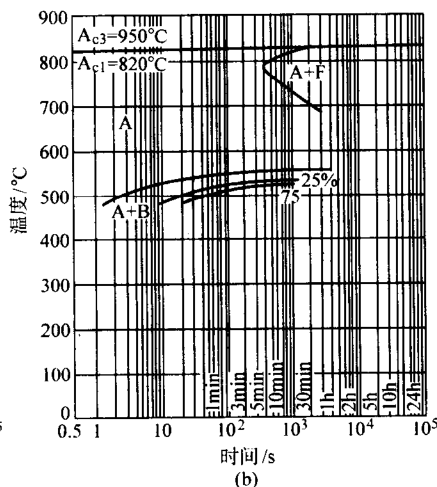
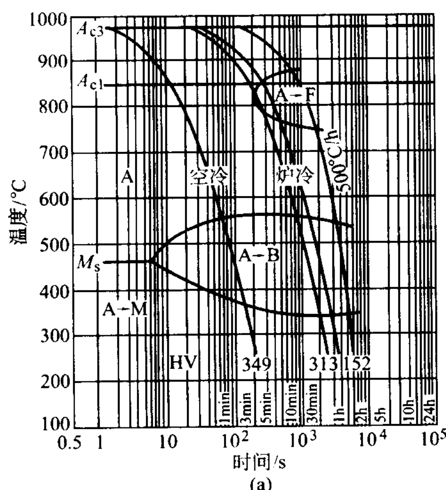


图 13.8-59　12Cr2MoWVTiB 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%：

	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ti	B
(a)	0.09	0.57	0.59	2.00	0.56	0.41	0.37	0.18	0.004 8
(b)	0.12	0.68	0.55	2.05	0.55	0.32	0.32	0.08	0.005 5

奥氏体化温度 1 030℃



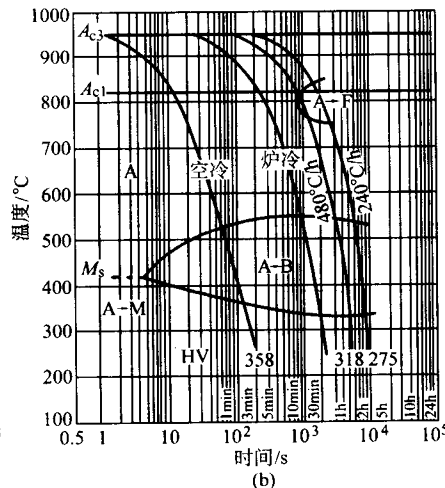


图 13.8-60　连续冷却转变曲线

化学成分、奥氏体化温度与等温转变曲线(图 13.8-59)相同

表 13.8-161　12Cr2MoWVTiB 钢高温强度(摘自 GB 5310—1985)

热处理制度	试验温度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	σ_{10^5}/MPa
1 000～1 030℃正火	580	324～343	363～502	13～25.8	80.7～87		123
保温 90 min							
750～790℃回火	600	198～245	294～440	12～32	80.8～88	53～67	109
保温 3 h	620	221～319	298～424	12.5～32.4	84.1～89.3	35～49	64～93

表 13.8-162　12Cr2MoWVTiB 钢管高温强度($\sigma_{0.2}$)最小值

温度/℃	300	350	400	450	500	550	600
$\sigma_{0.2}$/MPa	368	357	352	343	328	305	274

表 13.8-163　12Cr2MoWVTiB 钢管坯高温力学性能统计值　MPa

项目	20℃		300℃		400℃		450℃		500℃		550℃		600℃		620℃		650℃	
	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_b
平均值	552	675	486	589	476.4	583	469	561	440	515	396	438	373	410	327	351	302	339
95%可靠度上限值	608	723	542	636	533	630	525	608	496	563	452	435	429	457	383	398	358	386
95%可靠度下限值	496	628	430	542	420	535	413	513	384	468	339	391	317	363	270	304	245	292

注:管坯料锻至 ϕ23,1 020℃×30 min 正火,770℃×3 h 回火。

表 13.8-164　12Cr2MoWVTiB 钢 δ_5 和 ψ 平均值

温度/℃	20	300	400	450	500	550	600	620	650
δ_5 %	23.9	18.7	17.9	19.4	20.3	21.5	22.0	25.7	24.0
ψ %	76.1	76.1	73.5	77.8	79.2	83.8	83.7	88.4	89.7

表 13.8-165　12Cr2MoWVTiB 钢 650～900℃的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	δ_5	ψ	试验温度/℃	σ_b/MPa	δ_5	ψ
		%				%	
650	652～667	21.2～21.6	77.0～77.7	800	137～162	31.6～36.0	>80.0
700	373～401	26.0～28.8	>80.0	850	75～107	64.4～124.0	>80.0
750	185～254	20.8～24.4	>80.0	900	75～85	92.0～100.4	>80.0

表 13.8-166　12Cr2MoWVTiB 钢棒材力学性能

正火规范	回火温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
1 025℃保温	740	610	715～720	20.0～22.5	73.0～74.0		
1.5 h后空冷	750	530～665	655～775	21.0～27.5	69.0～75.5	114～300	204～274
	760	575～585	690～700	22.5	74.0～74.5		
	770	535～580	655～795	19.5～25.0	72.0～75.0	212～231	
	790	475～490	620～630	27.0～23.0	75.5～76.0	275～278	195～202

表 13.8-167　12Cr2MoWVTiB 钢不同正火冷却速度时的力学性能

正 火 规 范	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	组织类别
1 045℃ 保温 1.5 h, 4.4℃/min 冷至 880℃,保温 5 min,空冷	451 456	598 598	26.0 25.5	76.0 76.0	221 184	贝氏体
1 045℃ 保温 1.5 h, 2.7℃/min 冷至 650℃,空冷	314 309	490 490	31.0 31.5	78.0 81.5	62 151	铁素体
1 030℃ 保温 1.5 h, 4.8℃/min 冷至 880℃,保温 5 min,空冷	456 461	608 608	24.0 24.0	74.0 76.5	>247 >204	贝氏体

续表 13.8-167

正火规范	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	组织类别
1 030℃保温 1.5 h，3.5℃/min 冷至 650℃，空冷	272 270	524 495	30.0 29.0	81.5 81.0	43 45	铁素体
1 030℃保温 1.5 h，5.2℃/min 冷至 660℃，空冷	309 319	495 495	29.0 32.0	81.5 82.5	>355 >345	铁素体加贝氏体

表 13.8-168 12Cr2MoWVTiB 成品钢管力学性能的统计值

试样形状	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	试样形状	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%
瓦片状	373 ~ 706	539 ~ 853	18 ~ 37	管状	397 ~ 691	554 ~ 716	12 ~ 36

表 13.8-169 12Cr2MoWVTiB 钢管持久强度推荐值(摘自 GB 5310—1995)

温度/℃	540	550	560	570	580	590	600	610	620	630	640
σ_{10}^5/MPa	176	162	147	132	118	105	82	80	69	59	58

表 13.8-170 12Cr2MoWVTiB 钢高温持久强度性能统计值

热处理制度	温度/℃	σ_{10^5}/MPa		$\sigma_{2\times10^5}$/MPa	
		L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
1 030℃正火 90 min，700℃回火 3 h	540	170		159	
	550	155		144	
	560	141	176	130	170
	570	127		116	
	580	113	139	103	134
	590	100		90	
	600	87	105	77	97
	610	75		65	
	620	62	71	52	63
	630	50		39	

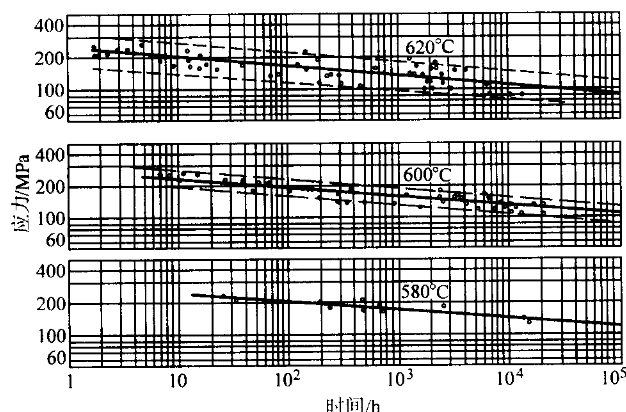


图 13.8-61 12Cr2MoWVTiB 钢的持久强度散差带

表 13.8-171 12Cr2MoWVTiB 钢持久强度计算值

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa	
	平均值	下限	平均值	下限
580		201		124
600	132	110	111	92.3
620	111	83.6	92.2	69.5

表 13.8-172 12Cr2MoWVTiB 钢焊接接头持久强度试验数据

温度/℃	母材热处理制度	σ/MPa	断裂时间/h	δ/%	试样制备
600	1 025℃正火，750℃回火	176 167 157 137 118 98	26 273 237 489 757 2 820	43 4.0 2.6 5.2	从 ϕ32×6 钢管电焊接头取板状拉伸试样，用 ϕ3.2 102 焊条，焊后 760℃保温 20 min 回火，石棉灰缓冷
620	1 025℃×1.5 h 正火，750℃×3 h 回火	157 137 118 98	20 305 363 982		从 ϕ32×6 钢管电焊接头取板状拉伸试样，用 ϕ3.2 102 焊条，焊后 760℃保温 20 min 回火，石棉灰缓冷

续表 13.8-172

温度/℃	母材热处理制度	σ/MPa	断裂时间/h	δ/%	试样制备
600	1 025℃正火，750℃回火	176 157 137 118 108 98	11 39 244 1 119 1 438 5 050	13 14 12 11 5.1 6.6	从 ϕ32×6 钢管电焊接头取板状拉伸试样，用 ϕ2.5 102 焊条，焊后 790℃保温 20 min 回火，石棉灰缓冷
620	1 025℃×1.5 h 正火，750℃3 h 回火	157 137 118 108 98 88	18 37 194 168 1 590 2 011	13 17 12 15 6.8	

表 13.8-173 12Cr2MoWVTiB 钢焊接接头持久强度

焊接方法	σ_{10^5}/MPa		焊接方法	σ_{10^5}/MPa	
	600℃	620℃		600℃	620℃
磁焊 气焊	111 68～76	77 60	电焊	103	55

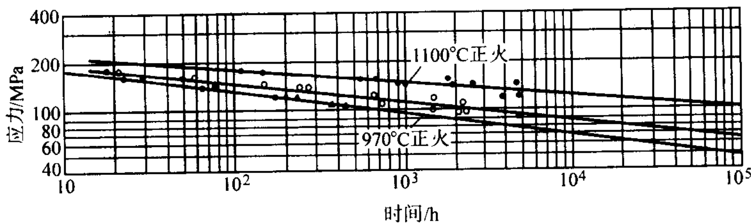
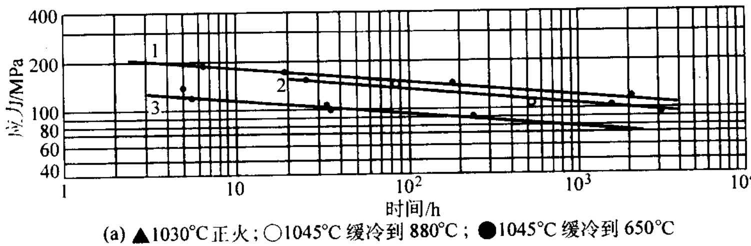
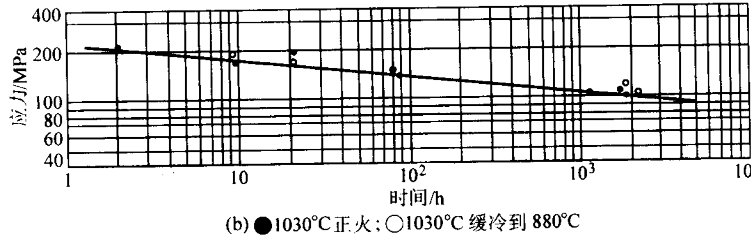


图 13.8-62 正火温度对 620℃持久强度的影响



(a) ▲1030°C正火；○1045°C缓冷到 880°C；●1045°C缓冷到 650°C



(b) ●1030°C正火；○1030°C缓冷到 880°C

图 13.8-63 正火冷却速度不同时的 620℃持久强度

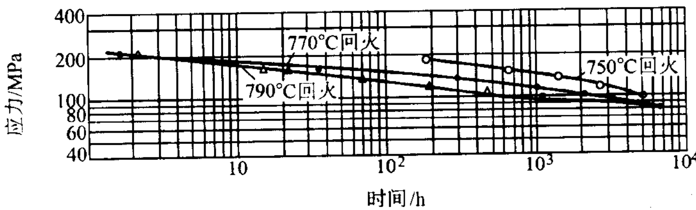


图 13.8-64 不同温度回火后，620℃的持久强度

炉号 3B4-397；1 025℃正火

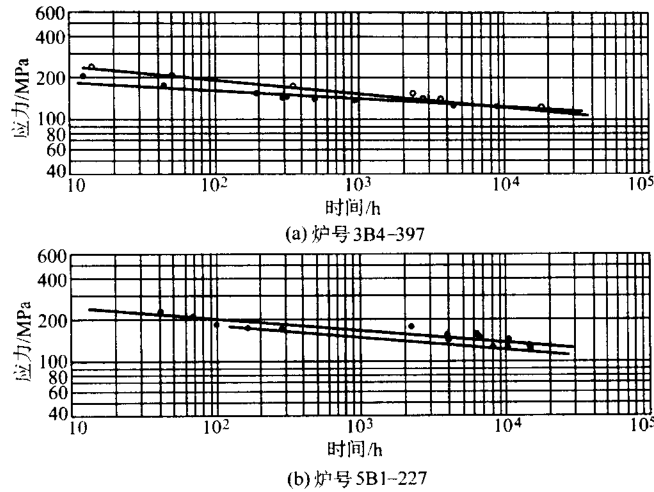


图 13.8-65 不同温度回火后 600℃的持久强度

热处理 1 025℃正火

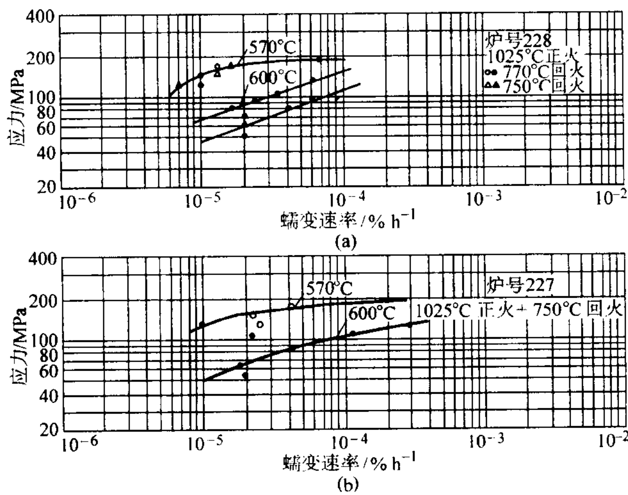


图 13.8-66 不同炉号 102 钢的蠕变曲线

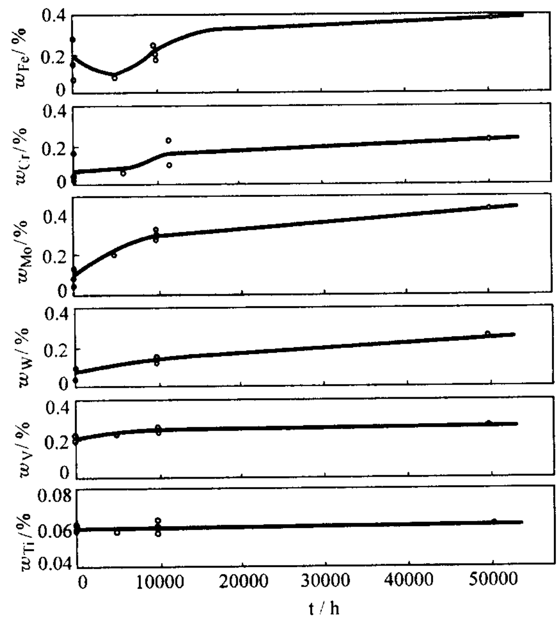


图 13.8-68 TП-82 锅炉过热器（12Cr2MoWVTiB 钢）长期运行过程中碳化物中合金元素含量的变化

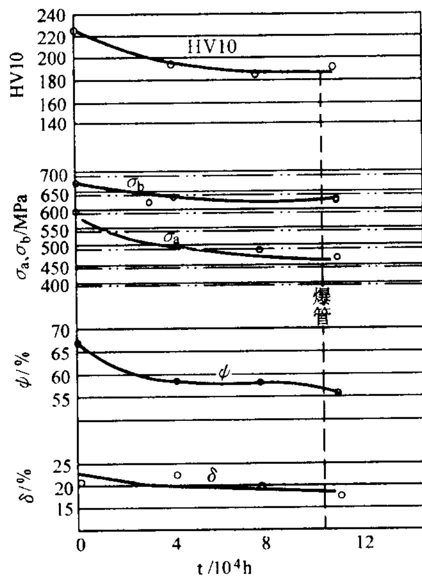


图 13.8-67 102 钢（高温过热器管）力学性能与使用时间的关系

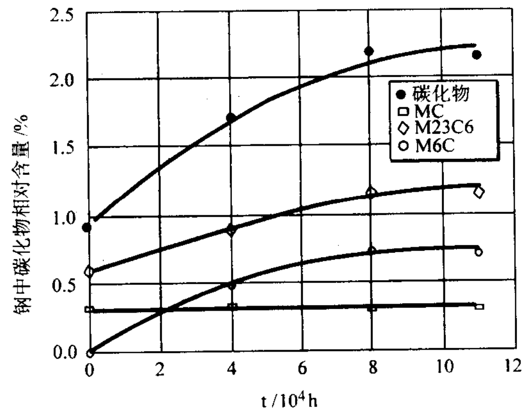


图 13.8-69 102 钢(高温过热器) 碳化物相对含量与运行时间的关系

表 13.8-174 12Cr2MoWVTiB 钢不同回火温度时的持久强度

热处理制度	持久强度 σ_{10^5}/MPa			
	540℃	580℃	600℃	620℃
1 025℃正火，750℃回火		124	101 ~ 110	61 ~ 79
1 025℃正火，770℃回火	210		116 ~ 123	71 ~ 134
1 025℃正火，790℃回火			109	61 ~ （102）

表 13.8-175 12Cr2MoWVTiB 钢蠕变极限

热处理制度	试验温度/℃	蠕变极限/MPa		热处理制度	试验温度/℃	蠕变极限/MPa	
		$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$			$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
1 025℃正火，750℃3 h 回火	570 600 620	168、182 95 108	120、140 47 48	1 025℃正火，770℃3 h 回火	570 600	178 132	137 67
1 025℃正火，770℃3 h 回火	570 600	182 135	140 68	1 025℃正火，770℃3 h 回火	600 620	100 67	56 39

表 13.8-176 12Cr2MoWVTiB 钢高温过热器管长期运行后的力学性能统计值

运行工况	运行时间/h	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HV_{10}
过热蒸汽温度 540℃，压力 9.8 MPa	0	595	667	21	66	225
	39 000	466	632	22	59	195
	77 900	487	618	20	58	185
	111 500	470	624	18	56	190

表 13.8-177 12Cr2MoWVTiB 钢 620℃抗氧化性能试验结果

下列时间（h）后单位面积增重量/$g\cdot m^{-2}$							平均氧化速度/$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	年腐蚀率/$mm\cdot s^{-1}$	抗氧化性（YB48—64）
100	200	500	1 000	1 500	2 000	3 000			
36.80	57.40	91.70	126.70	158.80	200.80	242.00	（500 ~ 3 000 h）0.06	0.15	2 级抗氧化性

表 13.8-178 12Cr2MoWVTiB 钢抗氧化性能（计算结果）

温度/℃	500	520	540	560	580	600	610	620	630
年腐蚀深度/mm	0.006 8	0.012 5	0.022 2	0.038 3	0.064 5	0.106	0.135	0.171	0.125
10 万小时累计深度/mm	0.033 1	0.060 7	0.108	0.187	0.314	0.517	0.658	0.832	1.048

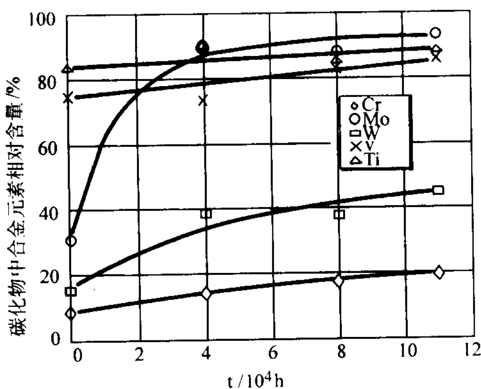


图 13.8-70 102 钢（高温过热器）碳化物中合金元素相对含量与运行时间的关系

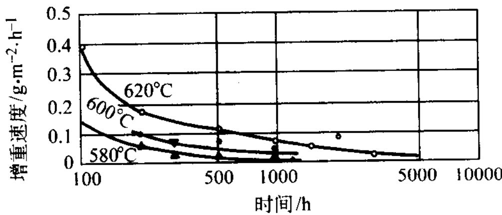


图 13.8-71 12Cr2MoWVTiB 钢氧化失重曲线

1.6 12Cr3MoVSiTiB（П11）

12Cr3MoVSiTiB 钢（简称 П11）是低碳、低合金贝氏体型热强钢。该钢在 600 ~ 620℃具有较高的热强性和抗氧化性，组织稳定性较好，长期时效后无热脆性倾向。焊接性能尚好。

该钢与102钢相比，具有更高的抗氧化性能，但持久强度略低。

1.6.1 用途

主要用于制造金属壁温≤600℃的超高压和亚临界锅炉的过热器和再热器管。

1.6.2 技术条件

12Cr3MoVSiTiB钢的化学成分见表13.8-179；力学性能见表13.8-180。

表13.8-179 12Cr3MoVSiTiB钢的化学成分（质量分数） %

<table>
<tr><th rowspan="2">技术条件</th><th rowspan="2">C</th><th rowspan="2">Si</th><th rowspan="2">Mn</th><th>S</th><th>P</th><th rowspan="2">Cr</th><th rowspan="2">Mo</th><th rowspan="2">V</th><th rowspan="2">Ti</th><th rowspan="2">B</th></tr>
<tr><th colspan="2">≤</th></tr>
<tr><td>GB 5310—85</td><td>0.09~0.15</td><td>0.60~0.90</td><td>0.50~0.80</td><td>0.035</td><td>0.035</td><td>2.50~3.00</td><td>1.00~1.20</td><td>0.25~0.35</td><td>0.22~0.38</td><td>0.005~0.011</td></tr>
<tr><td>GB 5310—95</td><td>0.09~0.15</td><td>0.60~0.90</td><td>0.50~0.80</td><td>0.030</td><td>0.030</td><td>2.50~3.00</td><td>1.00~1.20</td><td>0.25~0.35</td><td>0.22~0.38</td><td>0.005~0.011</td></tr>
<tr><td>BQB 202—89</td><td>0.09~0.15</td><td>0.60~0.90</td><td>0.50~0.80</td><td>0.035</td><td>0.035</td><td>2.50~3.00</td><td>1.00~1.20</td><td>0.25~0.35</td><td>0.22~0.38</td><td>0.005~0.011</td></tr>
</table>

表13.8-180 12Cr3MoVSiTiB钢的力学性能

技术条件	壁厚/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	A_{KV}/J
GB 5310—85	（纵向）	≥441	608~804	≥16	
GB 5310—95	（纵向）	≥440	610~805	≥16	纵向≥35 横向≥27
BQB 202—89	≤16 16<s≤20	≥440 ≥430	610~805	≥16	

1.6.3 工艺性能

1）冶炼 12Cr3MoVSiTiB钢采用碱性电弧炉氧化法冶炼。

2）锻轧 12Cr3MoVSiTiB钢始锻温度为1 150~1 180℃，终锻温度≥850℃。

3）穿孔 12Cr3MoVSiTiB钢穿孔温度为1 100~1 150℃，堆冷。

4）冷拔 12Cr3MoVSiTiB钢荒管软化温度为（800±15)℃，保温30~60 min，空冷。

5）热处理 按GB 5310—95标准要求，该钢的热处理制度为：1 040~1 090℃正火，保温时间按壁厚1.5 min/mm计算，但不少于20 min，720~770℃回火，保温时间：周期式炉多于2 h，连续炉少于1 h。由于该钢合金元素含量较高，使钢的热强性能对热处理工艺较为敏感。当正火温度低于1 020℃时，钢的组织中由于存在有大量未转变的自由铁素体，持久强度较低；当正火温度为1 050~1 090℃时，难溶的碳化物得以进一步固溶，从而获得较稳定和较均匀的奥氏体，致使钢的持久强度较高；而当正火温度高于1 100℃时，虽然钢的持久强度高，但由于奥氏体晶粒粗大，冷却后出现粗大的羽毛状组织，使钢的塑性变坏。因此，成品钢管应严格按规定的热处理制度进行热处理。

在700~800℃回火钢的持久强度随回火温度的提高而下降，因此，回火温度不宜过高。对碳含量接近标准下限的钢，必须采用较高的正火温度，足够的保温时间，较快的冷却速度和较低的回火温度。

6）焊接 该钢的焊接性良好，热脆倾向小。由于钢中碳含量较低，且存在强烈的碳化物形成元素钛，钢的淬透性较低，不容易出现脆性组织。可采用手工电弧焊、氩弧焊、闪光对焊等方法进行焊接。

手工电弧焊的工艺见表13.8-181。

表13.8-181 12Cr3MoVSiTiB钢手工电弧焊的焊接工艺

<table>
<tr><th rowspan="2">接头材料</th><th colspan="4">焊 接 工 艺</th><th rowspan="2">焊后回火温度/℃</th></tr>
<tr><th colspan="2">预热温度/℃</th><th>焊 条</th><th>坡口形式</th></tr>
<tr><td>П11+П11
15CrMo+П11
12Cr1MoV+П11
15CrMo44+П11
HT8+П11</td><td>250~300</td><td rowspan="2">管子壁厚≤6 mm可以不预热</td><td>热407VNb
热407、热407VNb
热317、热407VNb
热317、热407VNb
热407VNb</td><td rowspan="2">一般采用2×70°。壁厚>4 mm焊两层；壁厚≤4 mm焊一层</td><td>740~770
740
740~750
740
750</td></tr>
<tr><td>F11+П11
17-7MoV+П11</td><td>300~400</td><td>热817（OKSP124）</td><td>760
760</td></tr>
</table>

气焊时采用08Cr2MoVNb焊丝，焊后需进行1 020~1 050℃保温15 min正火，加740~770℃保温15 min的局部回火热处理。

氩弧焊可选用H05Cr2Mo1TiRe焊丝。

碰焊时，只要调整好参数就能获得均匀的接头，焊后接头需进行740~770℃保温30 min的回火处理。

1.6.4 性能

（1）物理性能

12Cr3MoVSiTiB钢的物理性能见表13.8-182。

（2）基本许用应力

12Cr3MoVSiTiB钢的基本许用应力见表13.8-183。

（3）等温与连续冷却转变曲线

12Cr3MoVSiTiB钢奥氏体等温转变曲线如图13.8-72所示；连续冷却转变曲线如图13.8-73所示。

（4）力学性能

12Cr3MoVSiTiB钢不同热处理制度下的力学性能如下。

表 13.8-182 13Cr3MoVSiTiB 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.82						
线胀系数 $a_l/10^{-6}K^{-1}$	25~100℃	25~200℃	25~300℃	25~400℃	25~500℃	25~600℃	25~700℃
	10.31	11.46	11.92	12.42	13.14	13.31	13.54
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃		
	38.5	37.3	36.0	34.8	33.1		
弹性模量 E/GPa	24℃	580℃	600℃	620℃	650℃		
	216	171	168	166	162		
临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}			
	845~944	864~1 009	837~859	897~937			

表 13.8-183 13Cr3MoVSiTiB 钢的基本许用应力（摘自 GB/T 9222—1988）

σ_s	σ_b	在下列温度（℃）的基本许用应力 $[\sigma]_J$/MPa									
MPa		20	540	550	560	570	580	590	600	610	620
441	627	232	110	97	87	75	65	58	51	(45)	(39)

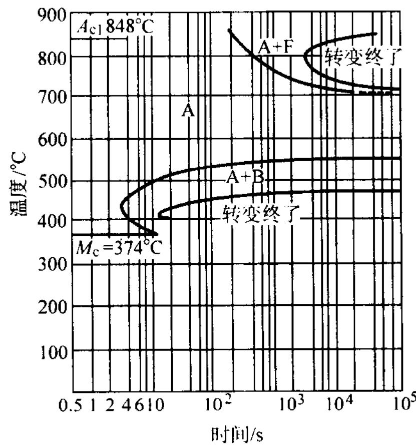


图 13.8-72 12Cr3MoVSiTiB 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V
0.12	0.63	0.64	0.006	0.02	2.65	1.12	0.28

Ti	B
0.37	0.008 4

原始状态 完全退火

奥氏体化 1 070℃，15 min

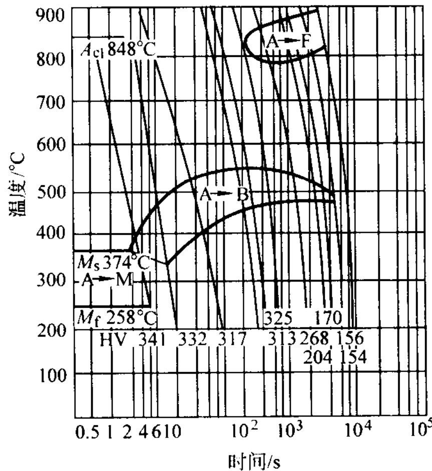


图 13.8-73 12Cr3MoVSiTiB 钢连续冷却转变曲线

试验钢化学成分及试验条件同等温转变曲线（图 13.8-72）

1）GB 5310 标准推荐的高温力学性能见表 13.8-184 和表 13.8-185。

表 13.8-184 13Cr3MoVSiTiB 钢的高温力学性能
（摘自 GB 5310—1985）

热处理制度	试验温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5	ψ
				%	
1 050~1 090℃正火，720~760℃回火 保温 5 h	580	0.55σ_b	441	16	50
	600	0.55σ_b	373	16	50
	620	0.55σ_b	353	16	50

表 13.8-185 12Cr3MoVSiTiB 钢管高温强度（$\sigma_{0.2}$）最小值（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	300	350	400	450	500	550
$\sigma_{0.2}$/MPa	403	397	398	379	364	342

2）大生产管坯高温力学性能值见表 13.8-186。

表 13.8-186 12Cr3MoVSiTiB 钢的高温力学性能

温度/℃	σ_s	σ_b	δ_{10}	ψ
	MPa		%	
300	470~475	565~565	12.5~13.0	73.0~74.0
400	435	560		72.5
450	435	520		73.5
500	410~415	495~505	14.0~14.0	75.0~75.5
550	405	480	16.0	77.0
580	≥0.5σ_b	≥450	≥16.0（δ_5）	≥50.0
600	≥0.5σ_b	≥380	≥17.0（δ_5）	≥50.0
620	≥0.5σ_b	≥360	≥16.0（δ_5）	≥50.0

3）大生产管坯高温力学性能统计值见表 13.8-187；δ 和 ψ 的平均值见表 13.8-188。

4）热处理制度对钢力学性能的影响如图 13.8-74～图 13.8-77 所示。

5）熔敷金属及焊接接头的力学性能见表 13.8-189 和表 13.8-190。

表 13.8-187 12Cr3MoVSiTiB 钢的高温力学性能统计值 MPa

项 目	20℃		300℃		400℃		450℃		500℃		550℃	
	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b
平均值	605	720	515	623	501	616	487	588	460	549	439	497
95%可靠度上限值	687	778	597	681	582	674	569	646	542	606	521	555
95%可靠度下限值	523	663	433	566	418	558	405	531	378	491	357	439

注：管坯料锻至 ϕ23，1 040 ~ 1 090℃正火，720 ~ 770℃回火。

表 13.8-188 12Cr3MoVSiTiB 钢的 δ 和 ψ 平均值 %

温度/℃	20	300	400	450	500	550
δ_5	23.1	20.3	20.1	19.4	20.8	22.9
δ_{10}	19.2	15.1	15.3	15.8	15.4	15.3
ψ	72.1	72.5	70.4	72.4	74.3	77.5

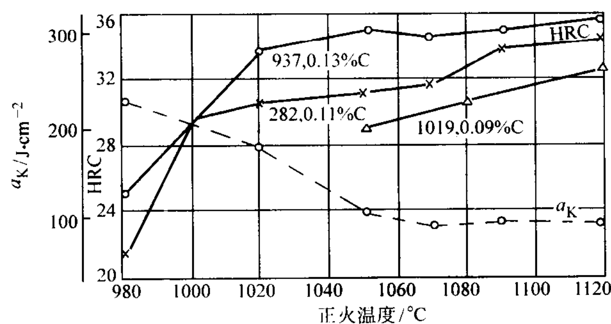


图 13.8-74 正火温度对硬度和冲击韧度的影响
（冲击试样正火后经 710℃保温 5 h 回火）

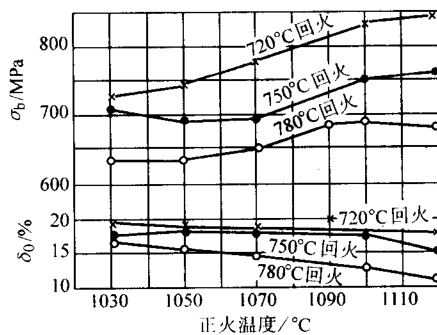


图 13.8-75 正火温度对钢管室温性能的影响

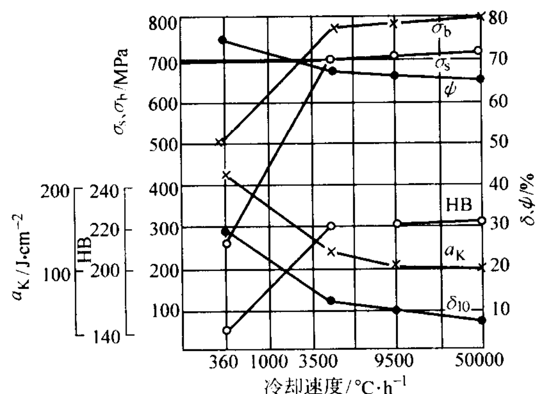


图 13.8-76 正火冷却速度对室温力学性能的影响

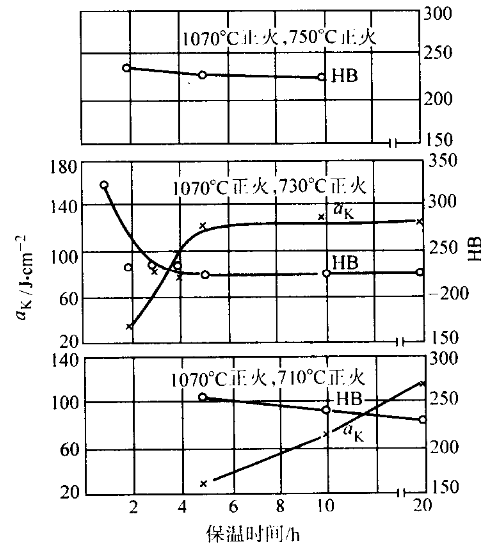


图 13.8-77 硬度和冲击韧度与回火温度和保温时间的关系

表 13.8-189 12Cr3MoVSiTiB 钢熔敷金属的力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HV
20	66.1 ~ 74.5	17.5 ~ 28.5	60 ~ 66	154 ~ 154.8	223 ~ 232
620	270 ~ 299	15 ~ 25	81 ~ 86	—	—

表 13.8-190 12Cr3MoVSiTiB 钢焊后热处理对碰焊接头性能的影响

钢管规格	热处理制度	力学性能	
		σ_b/MPa	冷弯角度 α/(°)
$\phi42\times5.5$	焊后未经热处理， 1 050 ~ 1 070℃正火加 740 ~ 780℃回火， 740 ~ 760℃回火	800 ~ 805 700 ~ 705 670 ~ 690	50 ~ 180 81 ~ 180 90 ~ 180
$\phi38\times5.5$	焊后未经热处理， 1 020 ~ 1 040℃正火， 740 ~ 760℃回火	640 ~ 680 595 ~ 655	80 80 80

（5）持久强度与蠕变极限

对 12Cr3MoVSiTiB 钢的要求如下。

1）GB 5310 标准规定的 12Cr3MoVSiTiB 钢的持久强度与蠕变极限推荐值见表 13.8-191 和表 13.8-192。

表 13.8-191 12Cr3MoVSiTiB 钢蠕变极限及持久强度
（GB 5310—85）

热处理制度	试验温度/℃	蠕变极限 $\sigma_{1\times10^{-5}}$	持久强度 σ_{10^5}
		MPa	
1 050 ~ 1 090℃正火， 720 ~ 760℃回火， 保温 5 h	580	77 ~ 80	108 ~ 116
	600	59 ~ 63	92 ~ 98
	620	40 ~ 43	72 ~ 83
	650		43

表 13.8-192　12Cr3MoVSiTiB 钢管持久强度推荐值
（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	540	550	560	570	580	590	600	610	620	630	640
σ_{10^5}/MPa	148	135	122	110	98	88	78	69	61	54	47

2）不同热处理制度下的持久强度值及其试验曲线见表 13.8-193 和图 13.8-78。

3）经不同温度回火后 620℃时的持久强度如图 13.8-79 所示。

4）母材与焊接接头持久强度的比较见表 13.8-194。

表 13.8-193　П11 钢持久强度　MPa

炉　号	热处理制度	580℃		600℃		620℃		650℃	
		σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^4}	σ_{10^5}	σ_{10^4}	σ_{10^5}
282	1 090℃正火，710℃回火 5 h					122.5	74.5		
282	1 070℃正火，710℃回火 5 h					112.7	73.5		
282	1 070℃正火，750℃回火 5 h					96.0	63.7		
282	1 070～1 090℃正火，730℃回火 5 h	164.6	105.8	132.3	79.4	98.0	64.7	66.6	40.2
1019	1 080℃正火，700℃回火 5 h	137.2	98.0	129.4	103.9	111.7	90.2		
H55-2	1 070℃正火，780℃回火 5 h					80.4	56.8	57.8	43.1
H55-2	1 030℃正火，800℃回火 3 h					70.6	48.0		
G208	1 030℃正火，800℃回火 3 h					67.6	46.1		

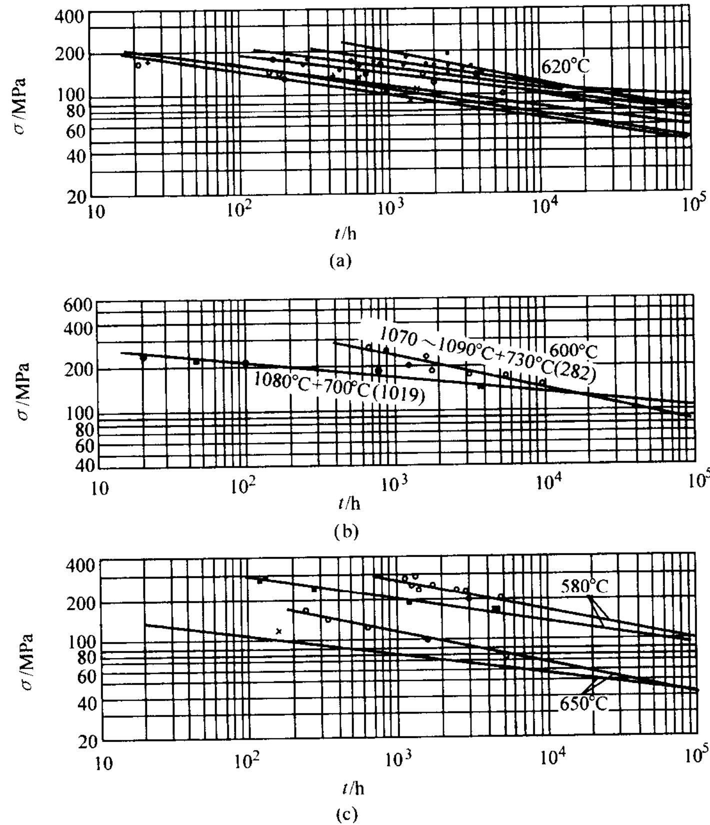


图 13.8-78　П11 钢的持久强度曲线

● 1 090℃ + 710℃（282）
▲ 1 070℃ + 710℃（282）
△ 1 070℃ + 750℃（282）
○ 1 070～1 090℃ + 730℃（282）
■ 1 080℃ + 700℃（1 019）
× 1 070℃ + 780℃（H55-2）
\+ 1 030℃ + 800℃（H55-2）
□ 1 030℃ + 800℃（G208）

5）12Cr3MoVSiTiB 钢的蠕变极限及其试验曲线见表 13.8-195 和图 13.8-80。

（6）组织稳定性

对 12Cr3MoVSiTiB 钢组织稳定性的要求如下。

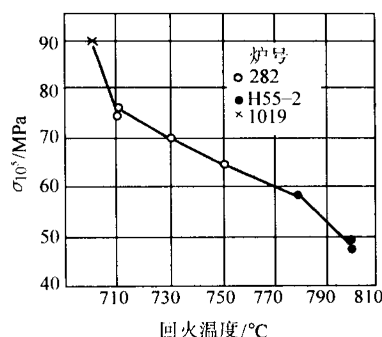


图 13.8-79 经不同温度回火后，620℃时的持久强度 σ_{10^5}

试样热处理制度 1 019 炉为 1 080℃正火，282 炉为 1 070℃正火，H55-2 炉为 1 070℃正火加 780℃回火及 1 030℃正火加 800℃回火

表 13.8-194 12Cr3MoVSiTiB 钢焊接接头高温性能

试验温度/℃	热处理制度	接头持久强度 σ_{10^5}/MPa	母材持久强度 σ_{10^5}/MPa	热稳定系数/%
580	740～780℃保温 30 min 回火	98	117.6	83.1
600	760℃保温 30 min 回火	68.6	93.1	74
600	730℃保温 5 h 回火	78.4		85
620	730℃保温 6 h 回火	52.9	64.7	83

注：ϕ20，1 070℃ × 45 min，730℃ × 5 h 回火。

表 13.8-195 ЭИ11 钢蠕变极限

炉号	温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa
1019	580	124.5	80.4
282		127.4	76.4
1019	600	100.0	63.7
282		98.0	58.8
1019	620	62.7	40.2
282		78.4	42.1

1）经 1 080℃正火加 750℃ 5 h 回火处理的试样，在 600～620℃保温 500～8 000 h 后，硬度与冲击韧度的变化见表 13.8-196；620℃下长期保温后硬度与冲击韧性的变化曲线如图 13.8-81 所示。

表 13.8-196 12Cr3MoVSiTiB 钢组织稳定性

时效温度/℃	试验项目	经下列时间（h）保温后的性能					
		0	500	1 000	2 000	4 000	8 000
600	a_K/J·cm^{-2}	98		124	91	142	
	HB	226		213	211	211	
620	a_K/J·cm^{-2}	98	100	100	120	151	149
	HB	226	224	220	210	208	198

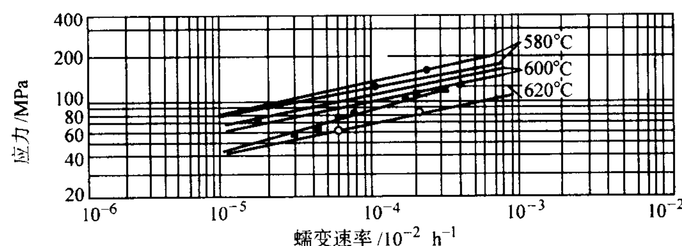


图 13.8-80 不同温度下的蠕变极限

○△□1019 炉；●▲■282 炉

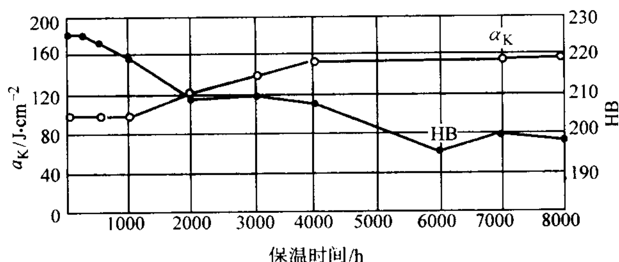


图 13.8-81 在 620℃下长期保温后的冲击韧度和硬度

（1 080℃正火 + 730℃ × 5 h 回火）

2）熔敷金属长期时效后的力学性能见表 13.8-197。

表 13.8-197 12Cr3MoVSiTiB 钢熔敷金属长期时效后的力学性能

时效时间/h	温度/℃	a_K/J·cm^{-2}	HV
500	620	36.8～115.2	223～223
1 000	620	53.4～71.2	227～241
4 000	620	27.4～52.9	227～227

（7）抗氧化性能 12Cr3MoVSiTiB 钢在 580～650℃的抗氧化性能试验结果见表 13.8-198。

表 13.8-198 12Cr3MoVSiTiB 钢的抗氧化性

试验温度/℃	下列时间（h）内的氧化速度/g·m^{-2}·h^{-1}										年腐蚀率/mm·a^{-1}	抗氧化性（YB 48—64）
	50	100	200	300	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000		
580				0.138	0.116	0.053		0.025	0.020		0.007	1 级 完全抗氧化性
600						0.055	0.031	0.022	0.020	0.017	0.009	1 级 完全抗氧化性
620	0.217	0.147	0.085		0.042	0.023	0.013	0.009	0.008		0.009	1 级 完全抗氧化性
650	（75 h）0.220	0.166	0.104		0.062	0.043					0.010	1 级 完全抗氧化性

1.7 12MoVWBSiXt（无铬8号）

12MoVWBSiXt钢是一种无铬多元低合金贝氏体型热强钢，其综合力学性能和工艺性能良好。虽然钢中不含铬元素，但多元合金元素的综合作用，使钢具有高的热强性，抗氧化性和组织稳定性。

1.7.1 用途

该钢主要用于制造壁温低于580℃的锅炉过热器管，也可用于压力容器。

1.7.2 技术条件

12MoVWBSiXt钢的化学成分见表13.8-199；力学性能见表13.8-200。

表13.8-199 12MoVWBSiXt钢的化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Mn	Si	Mo	V	Ti	B	W	Xt	P、S≤
GB 5310—85	0.08~0.15	0.40~0.70	0.60~0.90	0.45~0.65	0.30~0.50	加入量0.06	加入量电炉0.008	0.15~0.40	加入量0.15	0.040

表13.8-200 12MoVWBSiXt钢力学性能

技术条件	热处理制度	纵向力学性能		
		σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%
GB 5310—1985	970~1 010℃正火，保温时间按壁厚每1.5 mm/min，但不少于20 min，760~780℃回火保温3 h	540~687	314	18

1.7.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用电炉或转炉冶炼。

2）热加工 该钢始锻温度1 160~1 180℃，终锻温度大于850℃，锻轧后空冷。热穿孔温度为1 230~1 260℃。

3）热处理 12MoVWBSiXt钢管的交货状态为正火加回火，其热处理制度为：970~1 010℃正火，保温时间按钢管壁厚1.5 min/mm计算，但不少于20 min，然后于760~780℃回火，保温3 h。正火时在600℃以上的冷却速度须≥40℃/min。加热时防止氧化脱碳。

4）焊接 该钢有一定的淬硬倾向和冷裂倾向。可进行电焊、气焊和各种压力焊（闪光对接焊、摩擦焊等）。手工电弧焊用69新4焊条（工厂编号）、7号焊条（工厂编号）以及热317、热327等焊条。焊前预热到200℃以上（电焊小口径薄壁钢管时，一般可不预热），焊后进行760℃回火处理。气焊用无铬14号焊丝或H08CrMoV焊丝，焊后进行980~1 000℃正火加760℃回火或焊后只进行760℃回火处理，回火时间不少于30 min。

5）冷弯 用$\phi42\times5.5$的钢管，在弯曲半径分别为50、85、100 mm情况下冷弯均可得到满意的弯头。弯曲半径为50 mm时，壁厚减薄及椭圆度变化较大。冷弯不需要进行热处理。

1.7.4 性能

1）物理性能 12MoVWBSiXt钢的物理性能见表13.8-201。

表13.8-201 12MoVWBSiXt钢物理性能

线胀系数 α_l /$10^{-6}K^{-1}$	25~100℃	25~200℃	25~300℃	25~400℃	25~500℃	25~600℃
	13.2	13.5	13.8	14.1	14.2	14.4

热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
	41.4	40.2	38.5	37.3	35.6

弹性模量 E/MPa	202~207

临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
	835~858	932~940	804~822	832~881

2）基本许用应力 12MoVWBSiXt钢的许用应力见表13.8-202。

表13.8-202 12MoVWBSiXt钢基本许用应力（摘自GB/T 9222—1988）

σ_s /MPa	σ_b /MPa	在下列温度（℃）的基本许用应力 $[\sigma]_J$/MPa									
		20℃	500℃	510℃	520℃	530℃	540℃	550℃	560℃	570℃	580℃
314	539	200	116	111	106	99	91	88	85	80	75

3）奥氏体等温转变曲线 12MoVWBSiXt奥氏体等温转变曲线如图13.8-82所示。

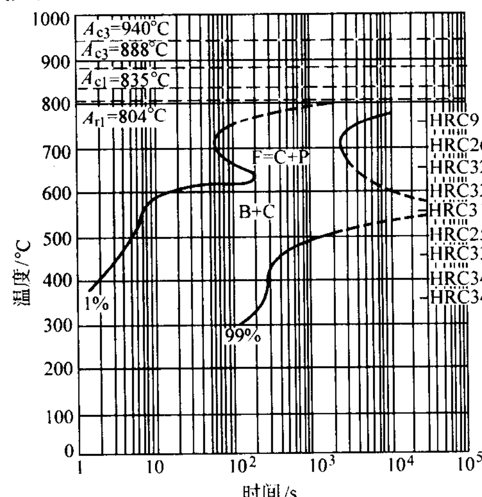


图13.8-82 12MoVWBSiXt奥氏体等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%：

C	Mn	Si	Mo	V	Ti	B	W	Xt
0.16	0.57	0.55	0.56	0.37	0.057	0.005	0.25	0.017

S	P
0.009	0.019

原始状态 热锻。奥氏体化温度995℃

4）力学性能 12MoVWBSiXt钢不同状态下的力学性能如下。

① 12MoVWBSiXt钢的高温力学性能和持久强度（GB 5310—1985）见表13.8-203。

② 不同热处理制度下的室温力学性能见表13.8-204。

③ 高温力学性能统计值见表13.8-205；δ_5和ψ的平均值见表13.8-206。

④ 钢管纵、横向力学性能的比较见表13.8-207。

⑤ 热处理制度对12MoVWBSiXt钢力学性能的影响见表13.8-208~表13.8-211。

⑥ 手工电弧焊堆焊金属及焊接接头的室温力学性能见表13.8-212；高温力学性能见表13.8-213；焊接接头不同区域的冲击韧性见表13.8-214。

⑦ 气焊焊接接头的力学性能见表13.8-215。

⑧ 弯管在不同热处理制度下的力学性能见表13.8-216。

表 13.8-203　12MoVWBSiXt 钢高温强度（摘自 GB 5310—1995）

热处理制度	试验温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	σ_{10^5}/MPa
				%			
970 ~ 1 010℃ 正火保温 45 min，760 ~ 780℃回火保温 3 h	100	520 ~ 540	647	15	68 ~ 70		
	200	510 ~ 520	638 ~ 647	13 ~ 14	66 ~ 69	221 ~ 250	
	300	490 ~ 500	667	13 ~ 16	61 ~ 63		
	400	481 ~ 490	608	15 ~ 16	72 ~ 73		
	500	412	481 ~ 500	14 ~ 15	78 ~ 79	201 ~ 214	
	540						137
	550	383 ~ 392	441 ~ 451	13	82 ~ 83		
	580	343 ~ 353	363 ~ 392	10 ~ 11	82 ~ 83		127 ~ 170
	600	313 ~ 334	353 ~ 383	13 ~ 19	82 ~ 83	172 ~ 175	117
	620	304 ~ 324	343 ~ 363	12 ~ 13	81 ~ 84		93

表 13.8-204　12MoVWBSiXt 钢室温力学性能

热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	HB
	MPa		%			
1 000℃保温 45 min 正火加 760℃保温 3 h 回火	510 ~ 520	650	21 ~ 26	71 ~ 73	100 ~ 140	
1 000℃保温 45 min 淬火加 790℃保温 3 h 回火	430 ~ 470	600	24 ~ 25	69 ~ 73	220	
1 000℃保温 45 min 正火加 770℃保温 3 h 回火	510	660 ~ 670	26 ~ 27	72	160 ~ 180	197 ~ 207
1 000℃保温 45 min 堆冷（660℃以上冷却速度 40℃/min），770℃保温 3 h 回火	510	670 ~ 680	25 ~ 27	70 ~ 72	70 ~ 190	197 ~ 213
1 000℃退火	310 ~ 330	510 ~ 540	31	74 ~ 75	140 ~ 160	156 ~ 158
930℃正火加 770℃回火	540 ~ 560	680 ~ 690	24 ~ 28	71 ~ 74	60 ~ 170	207 ~ 219
1 050℃正火加 770℃回火	580 ~ 600	730 ~ 740	21 ~ 22	70 ~ 72	10 ~ 20	211 ~ 224
1 000℃正火加 800℃回火	570	720	25	72	190 ~ 200	197
1 000℃保温 45 min 正火加 770℃保温 3 h 回火	490 ~ 510	650 ~ 670	25 ~ 27	70 ~ 73	160 ~ 200	
	510 ~ 530	630 ~ 700	14 ~ 19	49 ~ 50	120 ~ 170	215 ~ 219
	540 ~ 550	660 ~ 670	24 ~ 30	75 ~ 76	100 ~ 140	207 ~ 215
	380 ~ 410	560 ~ 570	22 ~ 26	74 ~ 80	240 ~ 280	191 ~ 195

表 13.8-205　12MoVWBSiXt 钢高温力学性能统计值

项目	在下列温度（℃）下的强度值/MPa													
	20		300		350		400		450		500		550	
	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b	σ_s	σ_b
平均值	559	708	501	669	493	673	481	638	471	598	462	543	413	479
95%可靠度上限值	605	738	547	699	539	703	527	668	516	628	507	573	459	509
95%可靠度下限值	514	678	456	639	448	643	436	608	425	568	417	513	368	449

注：管坯料锻至 ϕ23，1 000℃ × 45 min 正火，770℃ × 3 h 回火。

表 13.8-206　δ_5 和 ψ 的平均值　%

温度/℃	20	300	350	400	450	500	550
δ_5	23.4	19.1	14.7（δ_{10}）	22.8	19.1	18.5	20.0
ψ	70.6	66.6	63.7	71.2	75.1	78.3	81.0

表 13.8-207　12MoVWBSiXt 钢管纵、横向力学性能比较

取样方向	室温					540℃		580℃	
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	σ_b /MPa	σ_s /MPa	σ_b /MPa	σ_s /MPa
纵向	637 637	505 510	26.5 25.0	78.0 75.0	> 207.8 247.0	426 417	372 368	407 382	353 343

续表 13.8-207

取样方向	室温					540℃		580℃	
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	σ_b /MPa	σ_s /MPa	σ_b /MPa	σ_s /MPa
横向	627 603	475 480	26.5 26.0	75.0 74.0	> 205.8 194.0 145.0	466 466	382 377	397 451	333 363

5）持久强度　12MoVWBSiXt 钢在不同热处理制度下的持久强度见表 13.8-217；正火温度对持久强度的影响见表 13.8-218。

12MoVWBSiXt 钢持久强度统计值见表 13.8-219。

表 13.8-208 12MoVWBSiXt 钢不同热处理后的力学性能

热处理制度	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	540℃下的强度 /MPa	
						$\sigma_{0.2}$	σ_b
1 000℃水淬加 770℃回火	617	720	24.0	75.0	212 212 212	451	480
1 000℃油淬加 770℃回火	593	676	24.0	75.0	149 106 100	363	431
1 050℃油淬加 770℃回火	603	725	23.0	74.0	162 125 125	392	470
970℃油淬加 770℃回火	539	666	26.5	74.5	119 103 153	421	485

注：取样 ϕ277 × 38 钢管（电渣重熔）。

表 13.8-209 12MoVWBSiXt 不同回火温度后钢的力学性能

热处理制度	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB
1 000℃正火加 750℃回火	613 617	431 436	27.0 26.0		74 120 39	187
1 000℃正火加 770℃回火	608 647	480 510	25.0 26.5	76.5 77.5	209 88 209	197
1 000℃正火加 800℃回火	588 598	372 402	28.5 29.0		59 51 128	179

表 13.8-210 12MoVWBSiXt 钢不同正火温度后的力学性能

热处理制度	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB
970℃ 正 火，770℃回火	647 617	490 431	23.5 24.5	75.0 75.0	159.7 > 207.8	201
1 000℃正火，770℃回火	608 647	480 510	25.0 26.5	76.5 77.5	> 208.7 188.2 > 208.7	197
1 030℃正火，770℃回火	647 652	510 510	24.0 25.0	74.0 74.5	154.8 108.8 > 208.7	187

表 13.8-211 正火温度对 12MoVWBSiXt 钢的冲击韧度的影响

热处理制度	970℃正火加 770℃回火	1 000℃正火加 770℃回火	1 030℃正火加 770℃回火	1 050℃正火加 770℃回火	1 070℃正火加 770℃回火
冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	212 241 231	202 225 241	157 116 243	16 27 10	8 12 10

注：ϕ277 × 38 钢管上取样。

表 13.8-212 12MoVWBSiXt 钢手工电弧焊堆焊金属和焊接接头的室温力学性能

试验焊条	取样部位	焊后热处理	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	a_K/J·cm^{-2}	冷弯/(°)($d = 2a$)	断裂位置
69 新 4	堆焊金属 焊接接头	740℃保温 4 h 750℃保温 3 h	683 ~ 693 598 ~ 598	551 ~ 562 417 ~ 417	24 ~ 25.3 19.5 ~ 19.5	248 ~ 290 195 ~ 197		
7 号	堆焊金属 焊接接头	760℃保温 3 h 未回火	589 ~ 597 710 ~ 735	510 ~ 530	23.7 ~ 27.3	25.3 ~ 294 253 ~ 294	180	母材

表 13.8-213 12MoVWBSiXt 钢焊接接头高温力学性能

试验焊条	取样部位	试验温度/℃	焊后热处理制度	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	断裂位置
69 新 4	堆焊金属	580	760℃保温 4 h	382 382	20 20	73 80	
		600	760℃保温 4 h	353 343	22.5 19.0	53 75	
		620	760℃保温 4 h	343 343	24 24	84 75	
7 号	堆焊金属	600	760℃保温 3 h	471 436	9.8 11.6	54.0 43.5	
	焊接接头	600	未回火	490 529	12.0 13.7	39.3 39.8	母材
			760℃保温 3 h	343 329	20.7 21.3	81.2 88.8	母材

表 13.8-214 12MoVWBSiXt 钢焊接接头不同区域的冲击韧度（焊后经 760℃保温 3 h 回火）

试验焊条	冲击试样缺口位置	a_K/J·cm^{-2}
69—新 4	母材 焊缝中心 熔合线 熔合线外 1.5 mm 熔合线外 3 mm	80.86.78 182.199.191 190.230.168 111.86.130 100.103.92
7 号	焊缝 熔合线 热影响区	294.253.270 113.63 79.76

表 13.8-215 12MoVWBSiXt 钢气焊焊接接头的力学性能

焊丝牌号	接头材料	焊后热处理	σ_b /MPa	冷弯角度/(°) ($d = 2a$)
H12Cr1MoV	A + A	970℃正火 + 750℃回火	536	116
H08Cr2MnVNb	A + A	1 010℃正火 + 758℃回火	519	111

续表 13.8-215

焊丝牌号	接头材料	焊后热处理	σ_b /MPa	冷弯角度/(°) ($d=2a$)
H08GrMnV	A+A	1 010℃正火+750℃回火	524	112
	A+A	980℃保温 9 min 缓冷	517	合格
	A+B	978℃保温 6 min 缓冷	540	125
	A+B	970℃保温 6 min+770℃回火	500	136
	A+B	760~780℃回火	490	77

注：A—无铬 8 号管；B—12Cr1MoV 管。

表 13.8-216 弯管后 12MoVWBSiXt 钢管的力学性能
（弯曲变形最大的外侧取样）

热处理制度	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
弯管后未处理	328 314	593 583	27.0 28.0	74.0 74.0	58.8 51.9 46.1
弯管后 770℃回火	284 270	534 544	30.5 31.0	78.0 75.0	27.4 101.9 54.9
弯管后 1 000℃正火，770℃回火	441 446	608 608	26.5 26.0	74.5 75.0	>210.0 198.0 >210.0

注：ϕ277×38 钢管 950℃热弯，弯曲角 90°。

表 13.8-217 12MoVWBSiXt 钢的持久强度

热处理制度	试验温度/℃	σ_{10^4}	σ_{10^5}	最长断裂时间/h	备注
		MPa			
1 000℃保温 45 min 正火加 760℃保温 3 h 回火	540		>140		
	580	158 148 206	141 130 173	9 776 9 573 5 005	电炉冶炼 电炉冶炼 电炉冶炼
970℃堆冷加 770℃回火(600℃以上冷却速度 40℃/min)	600 620	 115	120 95	8 711 992	
1 000℃退火	580		55		
手工电焊接头，母材经 1 000℃正火加 770℃回火处理，用新 4 焊条施焊，焊后 760℃保温 45 min 回火	580	108	77	4 428	
1 000℃ 45 min 正火，770℃ 3.5 h 回火	506 540 580 600	330 252 194 170	268 223 174 148	>50 000 >47 791 18 747 4 969	$\sigma^{580℃}_{1\times10^{-15}}$ =95 MPa

表 13.8-218 不同正火温度对 12MoVWBSiXt 钢持久断裂时间的影响

试验温度	热处理制度	应力/MPa	断裂时间/h	δ_5/%	ψ/%
580℃	950℃正火加 770℃回火	186 137	56 352	17 30	86 90
	1 000℃正火加 770℃回火	186 157 137	70 130 5 151	9 14	87 88
	1 050℃正火加 770℃回火	186 157	7 222 7 534	6.8 8.9	56 68

表 13.8-219 12MoVWBSiXt 钢的持久强度统计值

温度/℃	平均值	95%可靠度下限值	最长断裂时间/h
	σ_{10^5}/MPa		
500	274	263	>23 804
540	227	216	>23 525
580	177	166	18 747
600	151	139	8 711

6）组织稳定性 12MoVWBSiXt 钢长期运行后的力学性能见表 13.8-220。长期时效后的力学性能见表 13.8-221；540℃时效后相中合金元素的变化见表 13.8-222。焊接接头时效后的力学性能见表 13.8-223。

表 13.8-220 12MoVWBSiXt 钢 540℃运行前、后的力学性能数据

试样状态	取样部位	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5/%	冷弯/(°) ($D=2a$)	HB
未运行		343~372	539~549	35.0~36.0	180	150~175
运行 1.5 年（A 电厂）	向火侧	343	549	38.0	180	174
	背火侧	348	564	38.0	180	174
运行 1.5 年（B 厂）	向火侧	290	515	38.0	180	158~161
	背火侧	299	534	38.0	180	167~170
运行 6 年（C 电厂）	向火侧	353	495	27.5	180	
	向火侧	368	529	27.5	180	
	背火侧	353	505	22.5	180	
	背火侧	363	539	27.0	180	

表 13.8-221 12MoVWBSiXt 钢 580℃长期时效后力学性能的变化

时效时间/h	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	HB
	MPa		%			
1 000	550~550	680~690	23~24	7~71	160~180	198~207
2 000	530~530	660~660	24~25	72~73	80~160	198~207
3 000	520~560	670~700	21~25	70~72	140~190	198~207
5 000	530~540	660~670	22~24	73~74	130	198~207
10 000	530~530	670~670	23~26	73~74	110~170	200~209

表 13.8-222 12MoVWBSiXt 钢 540℃时效后的相分析结果

相名称	时效时间/h	相中合金元素的含量（质量分数）/%						相中合金元素总含量（质量分数）/%
		B	Ti	Mo	V	W	Fe	
$Fe_{22}(C,B)_6$	未时效	0.005 1	痕迹	0.022	0.005 3	0.030	0.082	0.14
	300	0.003 6		0.046	0.005 9	0.048	0.098	0.20
	1 000	0.005 2		0.038	0.006 4	0.028	0.086	0.16

续表 13.8-222

相名称	时效时间/h	相中合金元素的含量（质量分数）/%						相中合金元素总含量（质量分数）/%
		B	Ti	Mo	V	W	Fe	
$Fe_{22}(C,B)_6$	2 000	0.002 4	痕迹	0.043	0.006 9	0.031	0.037	0.12
	3 000	0.002 3		0.045	0.008 8	0.029	0.038	0.12
	5 000	0.003 9		0.024	0.002 9	0.036	0.083	0.15
VC	未时效	痕迹	0.088	0.14	0.18	0.073	0.19	0.67
	300		0.084	0.21	0.21	0.083	0.11	0.70
	1 000		0.084	0.17	0.21	0.063	0.13	0.66
	2 000		0.016	0.28	0.36	0.095		0.75
	3 000		0.016	0.26	0.31	0.092		0.68
	5 000		0.078	0.16	0.19	0.092	0.12	0.64

表 13.8-223　69新4号焊条焊接接头时效试验后的力学性能

时效温度/℃	时效时间/h	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
	0		686 696			241 221 274
580	2 000	515 500	671 676	17.0 17.0	58.0 56.0	235 186 216
580	5 000	524 495	671 662	16.0 19.0	22.0 23.5	186 186 206
620	2 000	510 500	603 647	14.0 17.0	63.0 62.0	225 216 196
620	5 000	510 500	637 657	18.0 17.0	22.0 25.0	206 216 235

7）抗氧化性能　12MoVWBSiXt钢的抗氧化性能见表13.8-224和表13.8-225。

表 13.8-224　12MoVWBSiXt钢的抗氧化性能

试验方法	试验温度/℃	试验时间/h	平均氧化速度/g·m^{-2}·h^{-1}	年腐蚀率/mm·a^{-1}	抗蚀性指标（YB 48—64）
增重法	580	2 000～5 000	0.025	0.057	1级，完全抗氧化
增重法	650	500～2 000	0.027	0.062	1级，完全抗氧化

表 13.8-225　12MoVWBSiXt钢的抗氧化性

试验温度/℃	空气中氧化速度/mm·s^{-1}		
	增重法	失重法	试验一年后实测
580	0.070～0.092	0.064～0.069	0.055～0.060
600	0.113		
620	0.118		

注：空气中氧化速度，580℃时为0.09 mm/a。

1.8　10Cr5MoWVTiB（G106）

10Cr5MoWVTiB钢是我国自行研制的中铬贝氏体钢。该钢与国外同类钢相比，具有较高的热强性能。该钢具有较好的工艺性能、良好的抗氧化性、耐腐蚀性和组织稳定性。

1.8.1　用途

该钢用于制造壁温为630～650℃的锅炉再热器。

1.8.2　技术条件

该钢及相类似钢号的化学成分和力学性能见表13.8-226和表13.8-227。

1.8.3　工艺性能

1）冶炼　该钢由电炉氧化法工艺进行冶炼钢。

2）锻造　该钢始锻温度为1 200℃，终锻温度高于900℃，锻后堆冷。

3）穿孔　该钢穿孔管坯温度在1 140～1 220℃之间。

4）冷拔　该钢经酸洗、磷化、皂化后进行拉拔。该钢磷化效果较差，拔制时宜降低速度，以免产生黏钢现象。

5）热处理　该钢热处理于1 080～1 110℃保温45 min正火，760～780℃保温3 h回火后空冷。

表 13.8-226　10Cr5MoWVTiB钢化学成分（质量分数）　%

国别	牌号	技术条件	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	W	V	Ti	B
						≤							
中国	G106	首钢技术条件	0.07～0.12	0.40～0.70	0.45～0.75	0.03	0.03	4.5～6.0	0.48～0.65	0.20～0.40	0.20～0.33	0.16～0.24	0.008～0.014
日本	STBA25	JISG 3462—84	≤0.15	≤0.50	0.30～0.60	0.03	0.03	4.00～6.00	0.46～0.65				
美国	T5	ASME SA213—89	≤0.15	≤0.50	0.30～0.60	0.03	0.03	4.00～6.00	0.45～0.65				
	T5b		≤0.15	1.00～2.00	0.30～0.60	0.03	0.03	4.00～6.00	0.45～0.65				
	T5c		≤0.12	≤0.50	0.30～0.60	0.03	0.03	4.00～6.00	0.45～0.65			4×c～0.70	

表 13.8-227　10Cr5MoWVTiB 钢的力学性能

牌　号	技术条件	σ_s/MPa	σ_b/MPa	$\delta(\geqslant)$/%
G106	首钢技术条件	≥392	539 ~ 735	≥18
STBA25	JISG 3462—84	≥206	412	≥30
T5，T5b，T5c	ASME SA213—89	≥205	415	≥30

6）焊接　该钢对接焊采用等离子弧焊、自动 TIG 焊或手工全位置 TIG 焊，焊丝为北京钢铁研究总院 4 号（08-Cr5Mo1VNbB），焊前可不预热，焊后进行（770 ± 10）℃保温 40 min 回火，空冷。手工电弧焊用北京钢铁研究总院 2 号及 3 号焊条（08Cr5MoWVB）。

1.8.4　性能

1）物理性能　10Cr5MoWVTiB 钢的物理性能见表 13.8-228。

表 13.8-228　10Cr5MoWVTiB 钢的物理性能

熔点/℃	1 495 ~ 1 498	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
			820 ~ 830	880 ~ 890	760	645

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	630	650	700	800
弹性模量 E/GPa	212	211	205	198	192	181	170	164	160	—	—
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		29.3	31.0	30.1	30.6	29.7	29.7	—	—	29.3	28.9
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}		10.8	11.1	11.6	12.3	12.6	12.8	—	13.3	14.1	—

2）力学性能　该钢不同热处理状态下的室温力学性能见表 13.8-229；高温力学性能见表 13.8-230；高温力学性能统计值见表 13.8-231。

表 13.8-229　10Cr5MoWVTiB 钢的室温力学性能

热处理制度		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_{KV}
		MPa		%		/J
1 080℃ 90 min 正火 + 770℃ 3 h 回火		610	470	27	74	158
1 110℃ 90 min 正火 + 770℃ 3 h 回火		598	451	29	75	220
1 080℃ 90 min 正火 + 770℃ 3 h 回火		617	470	29		
1 080℃ 90 min 正火 + 770℃ 3 h 回火		603	475	18	78	
技术条件	1 080℃ ~ 1 110℃正火，760 ~ 780℃回火 3 h	539 ~ 735	不小于 392	18	50	

表 13.8-230　10Cr5MoWVTiB 钢的 650℃高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	a_K/J·cm^{-2}
1 100℃ 30 min 正火，770℃ 3 h 回火	650	216 ~ 235	245 ~ 270	20 ~ 25	
1 100℃ 固溶 40 min 水冷（棒材）	650	124	323	33	> 282

表 13.8-231　10Cr5MoWVTiB 钢的高温力学性能统计值

温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa			σ_b/MPa		
	平均值	最大值	最小值	平均值	最大值	最小值
300	466	485	451	567	583	544
350	455	485	451	552	573	549
400	432	465	328	521	544	479
450	401	456	421	480	510	475
500	363	426	312	431	475	393
550	323	367	283	380	397	342
600	284	372	144	330	422	277
650	247	285	216	285	356	204

3）持久强度与蠕变极限　10Cr5MoWVTiB 钢不同热处理制度和不同温度下的持久强度和蠕变极限见表 13.8-232 和表 13.8-233；部分持久强度试验数据及持久强度外推值见表 13.8-234 和表 13.8-235。

表 13.8-232　10Cr5MoWVTiB 钢的持久强度与蠕变极限

热处理制度	试验温度/℃	σ_{10^5}/MPa	$\sigma_{10^{-5}}$/MPa
1 100℃ × 45 min 正火，770℃ × 3 h 回火	650	36 ~ 39	22 ~ 25
1 100℃固溶 40 min，水冷（棒材）	620 650 680	118 116 101	98 73 60

表 13.8-233　10Cr5MoWVTiB 钢的蠕变极限

热处理制度	试验温度/℃	蠕变速率/10^{-2}h^{-1}	蠕变极限/MPa	
			$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
1 100℃ × 45 min + 770℃ × 3 h	630		62	40
1 100℃ × 30 min + 770℃ × 3 h	650		39	24
1 100℃ + 770℃ × 3 h	650	6.0×10^{-5} 1.6×10^{-4} 3.6×10^{-4} 1.5×10^{-3}	44	29

表 13.8-234　10Cr5MoWVTiB 钢的持久强度试验数据

热处理制度	试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%
1 100℃ × 1 h 正火 + 770℃ × 3 h 回火	630	147	44	27	90
		118	136	14	90
		108	738	17	90
		98	1 392	38	93
		88	4 148	11	85
1 100℃ × 1 h 正火 + 770℃ × 3 h 回火	650	147	9.5	14	90
		108	156	17	88
		98	469	29	94
		93	210	16	89
		78	2 379	17	82
		69	5 205	21	88
		64	5 732	19	84
		59	7 776	16	85

续表 13.8-234

热处理制度	试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%
1 120℃×1 h 正火+770℃×3 h回火	650	147	12	18	90
		108	220	19	87
		98	209	40	91
		98	554	31	92
		88	1 416	20	90
		78	3 221	11	80
		64	6 288	—	—
	630	147	46	26	89
		118	551	15	88
		108	2 157	28	84
		98	2 929	17	85
		78	5 370	16	77
1 050℃正火 750℃×3 h 回火	630	127	40	40	93
		108	149	45	94
		88	954	47	94
		69	4 341	36	95
		59	13 622	46	91
		49	27 844	21	84
		49	32 377	24	86

表 13.8-235 10Cr5MoWVTiB 钢的持久强度外推值

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
600	81	82	55	57
610	75		50	
620	70	70	45	53
630	64	67	41	46
640	59		37	
650	54	62	32	46

4）组织稳定性　该钢不同时效温度和不同时效时间时效后的力学性能见表 13.8-236。

表 13.8-236 10Cr5MoWVTiB 钢时效后的力学性能

热处理制度	时效时间/h	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 100℃×1 h 正火，770℃×3 h 回火，时效温度 650℃	0	510	641	23		198
	50	544	649	24	71	182
	100	541	647	23	72	193
	1 000	512	634	23	72	193
1 110℃×1 h 正火，770℃×3 h 回火，时效温度 650℃	2 000	512	634	25	71	193
	3 000	480	617	24	73	197
	4 000	492	625	24	72	199
	5 000	458	602	17	71	183
	0	428	674	21		197
	103	390	634	25		206
	500	400	618	26		208
	1 000	363	598	26		222
	3 000	349	572	28		222
	5 000	335	567	26		223
1 050℃×1.5 h 正火，770℃×3 h 回火，时效温度 630℃	100					211
	200					184
	500					230
	1 000					243
	3 000					229
	5 000					245
	7 000					235

5）抗氧化性能　10Cr5MoWVTiB 钢在试验室氧化时间 10^4 h，用增重法测定其抗氧化性，见表 13.8-237。在锅炉燃气环境中进行 7 000 h 的表面稳定性试验，其结果见表 13.8-238。

表 13.8-237 10Cr5MoWVTiB 钢的抗氧化性能

温度/℃	平均氧化速度/g·m^{-2}·h^{-1}	年腐蚀率/mm·a^{-1}	抗氧化级别（YB 48—64）
630	0.000 38	0.000 96	1 级完全抗氧化性
650	0.025	0.06	1 级完全抗氧化性
650	0.005	0.012	1 级完全抗氧化性
670	0.047 2	0.137 9	2 级抗氧化性

表 13.8-238 10Cr5MoWVTiB 钢在锅炉燃气环境中的表面稳定性试验

挂片温度/℃	平均氧化速度/g·m^{-2}·h^{-1}	年腐蚀率/mm·a^{-1}
610～630	0.042	0.046
640～650	0.075	0.086

注：最长时间为 7 000 h。

1.9 10Cr9Mo1VNb（T91、P91）、X20CrMoVNb91

10Cr9Mo1VNb（T91、P91）钢属改良型9Cr-1Mo高强度马氏体耐热钢。该钢是美国 ORNL（Oak Ridge National Laboratory）首先开发研制的，其中钢管已纳入美国ASTMA213T91、ASTM A335P91和ASME SA213T91、ASME SA335P91标准，板材和锻件已分别纳入ASME SA387GR91和ASNESA182F91标准。我国也已研制出该钢种，并已纳入 GB 5310—95 标准。

该钢是在 T9 钢的基础上，通过降低碳含量，添加合金元素 V 和 Nb、控制 N 和 Al 含量，使钢不仅具有高的抗氧化性能和抗高温蒸汽腐蚀性能，而且还具有良好的冲击韧性和高而又稳定的持久塑性及热强性能。在使用温度低于 620℃时，该钢的许用应力高于奥氏体不锈钢，特别是与奥氏体不锈钢焊制的异种钢焊接接头，其热强性能可达到本身同种钢管焊接接头性能水平。该钢与 1Cr18Ni9 钢相比，其等强（持久强度）温度为 625℃。在 427～704℃温度范围内，其持久强度超过 T9 和 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢。在 550℃以上，该钢推荐的设计许用应力约为 T9 和 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢的两倍。此外，该钢还具有优良的热导率和较小的线胀系数。

德国 DIN17175 标准中的 X20CrMoVNb91 钢，前苏联的 10X9MФБ-Ш 钢，法国 NFA—49213 标准中的 TUZ10CDVNb09.01 钢，日本的 STBA28、STPA28，以及我国研制的 10Cr9Mo1VNb 钢，均相当于美国的 T91、P91。

1.9.1 用途

该钢主要用于制造亚临界、超临界锅炉壁温≤625℃的高温过热器、壁温≤650℃的高温再热器钢管，以及壁温≤600℃的高温集箱和蒸汽管道，也可用于核电设备热交换器以及石油裂化装置炉管等。国外一些国家已用该钢代替 T22（P22）、X20CrMoV121、TP304L、TP347H 和 $2\frac{1}{4}$Cr-1Mo 钢等。我国也已采用 T91 钢管代替低 Cr（如 102 钢）、高 Cr（9Cr、12Cr）及 Cr-Ni（19Cr-Ni）奥氏体不锈钢制造 300MN 锅炉的高温过热器和再热器。

1.9.2 技术条件

10Cr9Mo1VNb 及其类似钢号的化学成分见表 13.8-239，其中法国瓦鲁海克（Vallourec）工业公司生产的 T91 和 P91 钢，其 Si、S、Al 的含量比美国标准中这些元素的上限稍低一些，且添加了微量 Ti，并限制了杂质元素 Sn、Cu、Sb 的

含量，从而使性能更加稳定，并改善了抗时效性能。其力学性能见表 13.8-240。

表 13.8-239 10Cr9Mo1VNb 及类似钢号的化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	N	Sn	Cu	Sb	Ti
美国 ASME SA-213 T91 ASME SA-335 P91	0.08~0.12	0.20~0.50	0.30~0.60	≤0.020	≤0.010	≤0.40	8.00~9.50	0.85~1.05	0.18~0.25	0.06~0.10	≤0.04	0.030~0.070				
法国 Vallourec T91	0.08~0.12	0.20~0.40	0.30~0.50	≤0.020	≤0.005	≤0.20	8.00~9.50	0.85~1.05	0.18~0.25	0.06~0.10	≤0.025	0.030~0.070	≤0.020	≤0.10	≤0.010	≤0.010
法国 Vallourec P91	0.08~0.12	0.20~0.40	0.30~0.50	≤0.020	≤0.005	≤0.40	8.00~9.50	0.85~1.05	0.18~0.25	0.06~0.10	≤0.025	0.010~0.070	≤0.020	≤0.10	≤0.010	≤0.010
中国 GB 5310—1995 10Cr9Mo1VNb	0.08~0.12	0.20~0.50	0.30~0.60	≤0.020	≤0.010	≤0.40	8.00~9.50	0.85~1.05	0.18~0.25	0.06~0.10	≤0.040	0.030~0.070				
德国 X10CrMoVNb91 材料号 1.4903	0.08~0.12	0.20~0.50	0.30~0.60	≤0.020	≤0.010	≤0.40	8.00~9.50	0.85~1.05	0.18~0.25	0.06~0.10	≤0.040	0.030~0.070				

表 13.8-240 10Cr9Mo1VNb 及类似钢号的力学性能

技术条件	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	A_{KV}/J
ASME SA213—89 T91 ASME SA335—89 P91	≥415	≥585	≥20	（硬度≤250HB）
GB 5310—1995 10Cr9Mo1VNb	≥415	≥585	≥20	纵向≥35 横向≥27
X10CrMoVNb91 材料号 1.4903	≥415	585~850	纵向≥17 横向≥14	纵向≥68 横向≥41

1.9.3 工艺性能

（1）冶炼

该钢主要采用纯氧吹氩冶炼、纯氧吹氩加电渣重熔冶炼以及真空感应法冶炼等方法。

（2）冷加工

法国瓦鲁海克（Vallourec）工业公司建议：

1）管子外径小于 60 mm、弯头部位外弧面纤维的伸长率小于 15%时，可无芯冷弯；

2）管子外弧面纤维伸长率小于 5%时，弯后可不进行去应力退火处理；

3）外弧面纤维伸长率为 5%~15%时，弯后应在(750±20)℃进行去应力退火处理。

（3）热弯

P91 大口径钢管可以用热弯或中频感应加热热弯，但需要避开在 850~950℃下弯管，以免产生裂纹。当弯管半径与管子外径之比 $R/D<5$ 时，弯管应变较高，弯管加热温度为 950~1 050℃；当 $R/D>5$ 时，弯管应变较低，弯管加热温度为 750~780℃。

弯制后的钢管需进行热处理，热处理规范与钢管相同。

（4）热处理

按 GB 5310—95 标准该钢供货状态为正火加回火。推荐的正火温度为 1 040~1 060℃，保温时间按壁厚 1.5 min/mm 计，但不少于 20 min。回火温度为 770~790℃，保温时间：周期式炉大于 2 h，连续炉大于 1 h。正火温度过高（例如≥1 140℃）会发生晶粒粗化现象。

德国曼内斯曼钢管厂认为，对于壁厚大于 80 mm 的管子需要加速冷却，建议采用油或水进行喷冷。

几个国家关于 T91、P91 钢的热处理制度见表 13.8-241。

（5）焊接

该钢可以采用手工电弧焊（SMAW）、埋弧焊（SAW）、熔化极气体保护焊（GMAW）以及钨极氩弧焊（GTAW）等方法进行焊接。该钢的冷裂纹敏感性较低，无热裂纹和再热裂纹倾向，但对氢致裂纹较为敏感。焊接材料应采用低氢型、合金成分与母材相近的焊条和焊丝。T91 钢焊前不预热或预热温度过低会产生裂纹。推荐的焊前预热温度为 200℃，层间温度最高为 350℃，焊后热处理的加热温度为 750~770℃，保温 1 h，缓冷。若 T91 钢与奥氏体不锈钢焊接，建议焊后立即进行 250℃、保温 2 h 的热处理。采用手工氩弧焊封底、手工电弧焊焊接 T91 钢管或 T91 加 102 钢时，为防止产生根部未焊透等缺陷，管内充保护性气体（纯 Ar）是一项比较好的工艺措施。

表 13.8-241 各国 T91、P91 钢的热处理制度

国别	正火	回火
美国 ASTMA213 ASTMA335	1 040~1 060℃，保温≥10 min	760~780℃，保温≥1 h
法国瓦鲁海克工业公司（VALLOUREC）	1 040~1 090℃，保温≥30 min	780 ± 15℃，保温≥1 h
德国曼内斯曼钢管厂	1 040~1 080℃，壁厚<25 mm，保温 30 min，壁厚≥25 mm，保温 1 h	730~780℃，保温≥1 h
日本住友金属株式会社	1 040~1 060℃，保温≥10 min	760~780℃，避免高于 780℃，保温 1 h，空冷

曼内斯曼钢管厂规定，该钢在焊后进行热处理之前，必须将材料冷却到 180℃以下，以保证马氏体的充分转化。在壁厚较大、有角焊缝存在及几何尺寸不好的情况下，冷却温度不要低于 100℃；壁厚在 12.5 mm 以下时，可以冷却到室温。一般来说，焊后应缓慢冷却。

T91 钢用焊接材料及焊接方法组合情况见表 13.8-242 和表 13.8-243。

1.9.4 性能

（1）物理性能

10Cr9Mo1VNb 钢的物理性能见表 13.8-244 和表 13.8-245。

（2）奥氏体转变曲线 T91 钢的等温转变曲线和连续冷却转变曲线如图 13.8-83 和图 13.8-84 所示。

（3）许用应力

T91、P91 钢的许用应力见表 13.8-246。

（4）力学性能

1）GB 5310—1995 标准规定 10Cr9Mo1VNb 钢管高温屈服强度的推荐值见表 13.8-247。

表 13.8-242　改良型 9Cr-1Mo 钢用焊接材料化学成分（质量分数）　%

焊接方法	制造商	商业牌号	试样取自	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
手工电弧焊 SMAW	SAF	CDV95 SC	熔敷金属	0.075	0.350	1.200	0.012	0.006		0.650	8.90	1.00	0.230	0.020	
	KOBE STEEL	CM9cb	熔敷金属	0.06	0.360	1.510	0.007	0.004		0.940	9.080	1.060	0.210	0.030	
	COMBUSTION ENGINEERIN	E-505-15 MODIFIED	焊芯	0.085	0.150	0.350	0.014	0.004		0.130	8.560	0.980	0.173	0.017	0.040
	OERLIKON	CROMOCORD 9M	熔敷金属	0.098	0.310	0.980	0.010	0.010		0.060	8.0	0.9	0.2	0.06	0.05
	THYSSEN	CHROMO 9V	熔敷金属	0.090	0.220	0.650	0.008	0.004		0.400	9.70	1.10	0.20	0.044	0.040
	BOHLER	FOX C 9 MV	熔敷金属	0.09	0.3	0.5				0.9	9.0	0.9	0.2	0.05	
	SUMITOMO	CM9S	熔敷金属	0.06	0.370	0.990	0.010	0.002		0.600	8.43	0.980	0.250	0.030	0.020
埋弧焊 SAW	KOBE	US9 CB/PE200S	熔敷金属	0.110 0.070	0.160 0.180	1.530 1.510	0.005 0.008	0.004 0.003	0.010 0.020	0.740 0.750	9.10 8.99	0.910 0.930	0.270 0.250	0.060 0.040	
	STEEL	US 9 CB/PE2500	熔敷金属	0.120	0.120	1.580	0.008	0.007		0.550	8.310	0.880	0.190	0.040	
	OERLIKON	FLUXOCORD 9CR	熔敷金属	0.110	0.500	1.100					9.200	1.0	0.230	0.100	0.070
	THYSSEN	THERMANIT MTS3 MARATHON 543	熔敷金属	0.090	0.150	0.600	0.013	0.005		0.92	9.10	0.97	0.21	0.05	0.04
	SUMITOMO	W-CM9S B-9CM	熔敷金属	0.070 0.080	0.100 0.150	1.020 0.960	0.008 0.005	0.002 0.004	0.010 0.010	0.670 0.530	8.50 8.560	1.040 1.030	0.270 0.200	0.030 0.100	
熔化极气体保护焊 GMAW	KOBE STEEL	MGS9 Cb	熔敷金属	0.080	0.270	1.290	0.005	0.004		0.380	8.860	0.980	0.100	0.030	
钨极氩弧焊 GTAW	KOBE STEEL	TGS 9Cb	熔敷金属	0.070	0.160	0.990	0.008	0.006		0.680	8.97	0.900	0.180	0.100	
	OERLIKON	FLUXOFIL 9CR	熔敷金属	0.110	0.500	1.100					9.200	1.0	0.230	0.100	0.070
	SUMITOMO	CM9ST	焊丝	0.08	0.08	1.07	0.008	0.005		0.31	9.07	1.03	0.26	0.06	
钨极氩弧焊		H08Cr5Mo VNbB A	焊丝	0.09	0.47	0.59	0.045	0.016			5.51	0.98	0.27	0.395	B 0.002 5
		H10Cr2MnMo WVTiB A	焊丝	0.08	0.63	0.95	0.012	0.015	W 0.40	Ti 0.113	2.00	0.60	0.34		B 0.005 2
		H08CrMoA	焊丝	0.06	0.29	0.59	0.023	0.022		0.03	1.22	0.61	0.19		

表 13.8-243　异种钢焊接用焊接材料

钢　种	焊接方法	焊接材料
T91 + T22	SMAW	E9015B3L
	TIG	ER90S - B3L
T91 + 12Cr1MoV	SMAW	热 317
		CM - 9Cb 或 CM9S
	TIG、热丝 TIG	TGS - 9Cb 或 CM9ST
T91 + 钢 102	SMAW	CM - 9Cb 或 CM9S
	TIG、热丝 TIG	TGS - 9Cb 或 CM9ST
T91 + TP304H	SMAW	ENiCrFe3 型 Inconell82
	TIG、热丝 TIG	ENiCrFe3 型 Inconell82
T91 + TP347H	SMAW	ENiCrFe3 型 Inconell82
	TIG、热丝 TIG	ENiCrFe3 型 Inconell82

表 13.8-244　10Cr9Mo1VNb 钢的物理性能

温度/℃	20	300	400	500	600	700	800	900
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.78							
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}					29.2	29.1	29.1	29.2
线胀系数 α_l(与20℃间)/10^{-6}K^{-1}		11.68	11.95	12.21	12.39	12.58		
弹性模量 E/GPa	220	204	195	185	170	158		
切变模量 G/GPa	85.0	78.6	75.7	70.9	65.4	58.6		
泊松比 μ	0.29	0.30	0.29	0.30	0.29	0.35		
临界点/℃	A_{c1}		A_{c3}		A_{r1}		A_{r3}	
	835		900		720		820	
熔点/℃	1 420							

表 13.8-245 T91 钢的物理性能

温度/℃	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
弹性模量 E/GPa	218	216	213	210	207	203	199	195	190	186	181	175	168	162
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	26	26	27	27	28	28	28	29	29	29	30	30	30	30
线胀系数 a_l/10^{-6}K^{-1}		10.6	10.9	11.1	11.3	11.5	11.7	11.8	12.0	12.1	12.3	12.4	12.6	12.7

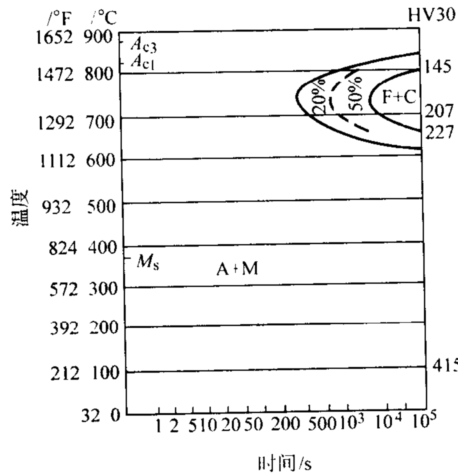


图 13.8-83 T91 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	Ni	Cr
0.102	0.309	0.435	0.230	8.63
Mo	S	P	N	V
0.951	0.006	0.020	0.030	0.214
Nb				
0.090				

奥氏体化 1 080℃，30 min

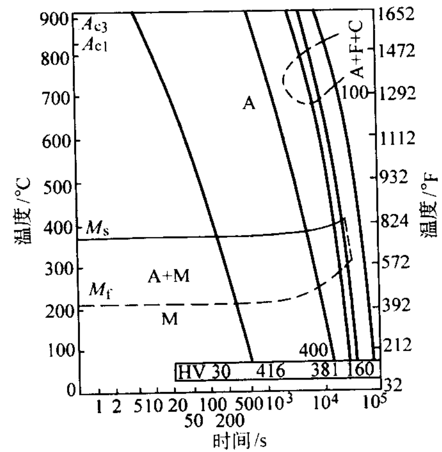


图 13.8-84 T91 钢连续冷却转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	Ni	Cr
0.102	0.309	0.435	0.230	8.63
Mo	S	P	N	V
0.951	0.006	0.020	0.030	0.214
Nb				
0.090				

奥氏体化 1 080℃，30 min

表 13.8-246 T91、T91 在下列温度时的最大许用应力值 S

温度/℃	38	150	200	250	300	350	400	430	450	470	490	510	530	550	570	590	610	630	650
S/MPa	147	146	146	145	137	139	134	129	124	117	113	107	101	94.5	86.2	71.0	57.2	42.1	29.6

表 13.8-247 10Cr9Mo1VNb 钢管高温强度（$\sigma_{0.2}$）最小值

温度/℃	200	250	300	350	400	450	500	550	600
$\sigma_{0.2}$/MPa	380	370	360	350	340	325	300	260	200

2）日本钢管 T91 力学性能统计值见表 13.8-248。

表 13.8-248 T91 钢力学性能统计值

材料来源	热处理制度	金相组织	子样数 $n=26$	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%
日本钢管株式社会 ϕ60×9	1 050℃10 min 正火，760℃1 h 回火	贝氏体加索氏体	平均值	594	725	27
			标准差	19	16	3.4

3）T91 和 P91 钢管室温和高温力学性能见表 13.8-249 和表 13.8-250。

4）T91 钢高温拉伸试验曲线如图 13.8-85～图 13.8-88 所示。

5）T91 和 P91 钢冲击试验曲线如图 13.8-89～图 13.8-92 所示。

6）德国 X10CrMoVNb91 钢管的力学性能见表 13.8-251 和表 13.8-252。

7）前苏联 10Х9МФБ-Ш 钢的力学性能保证值见表 13.8-253。

8）T91 钢管 V 形缺口试样冲击值及系列冲击吸收功见表 13.8-254 和表 13.8-255；正火温度和回火温度对冲击吸收功的影响如图 13.8-93 和图 13.8-94 所示。

表 13.8-249 T91 和 P91 钢管室温力学性能

钢号	编号	钢管规格 /mm	取样位置	σ_s MPa	σ_b MPa	δ_5 /%	A_{KV} (0℃)/J	HRB
T91	A	ϕ48.6×11.9		512	697	30	78 84 89	95.7
	B	ϕ60×9		691	741	21	155 157 163	HB = 225
	C	ϕ50.8×6.35		525	689	28	89 108 111	96.8
	D	ϕ38.1×5.6		507	686	39	30 27 29	94.5
P91		ϕ470×150	1/4 s	501	654	28	147	93.1
			1/2 s	481	649	26	114	93.5
			3/4 s	515	665	28	153	93.2
		ϕ610×130	1/4 s	516	685	30	167	94.7
			1/2 s	519	690	26	134	94.7
			3/4 s	520	690	27	156	95.4
		ϕ540×110	1/4 s	468	641	30	180	93.9
			1/2 s	466	643	29	173	93.8
			3/4 s	476	652	27	163	94.4

注：A（5×10×2）；B（7×10×2）；C（5×10×2）；D（2.5×10×2）；P91（10×10×2）

表 13.8-250 T91 钢高温力学性能（日本 NKK 料，$\phi 60 \times 9$，1 050℃ × 10 min，750℃ × 1 h）

力学性能	试验温度/℃												
	室温	100	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
σ_b/MPa	741	658	610	606	597	577	566	542	498	440	358	280	195
$\sigma_{0.2}$/MPa	691	517	482	481	477	462	447	432	414	388	326	256	161
δ_5/%	21	20	19	19	18	18	18	20	22	29	29	27	43
ψ/%		75	75	75	75	75	75	75	77	86	94	94	95

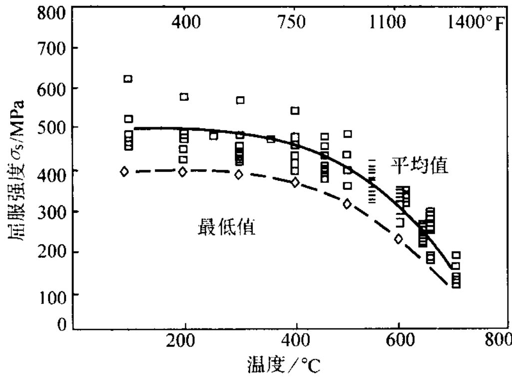


图 13.8-85 T91 钢高温屈服强度

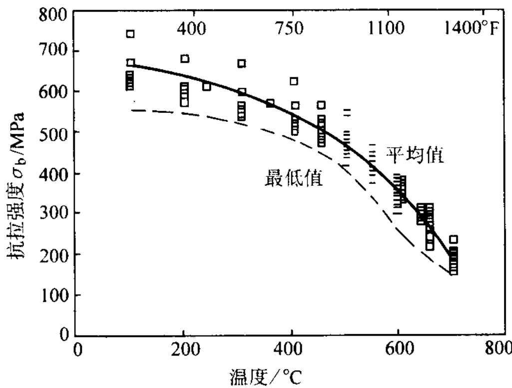


图 13.8-86 T91 钢高温抗拉强度

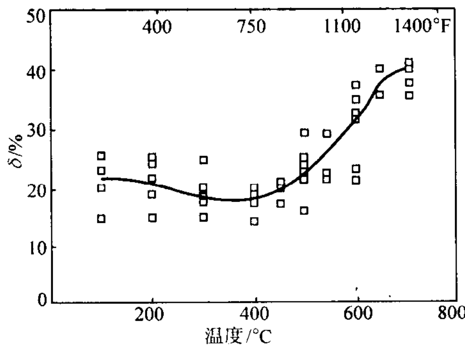


图 13.8-87 T91 钢高温伸长率

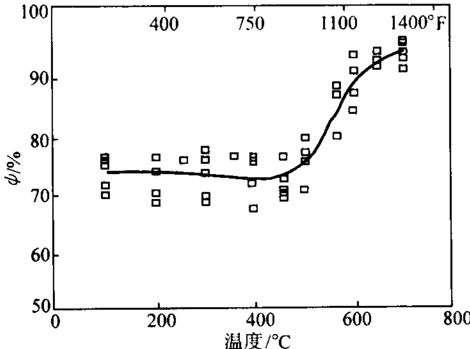


图 13.8-88 T91 钢高温断面收缩率

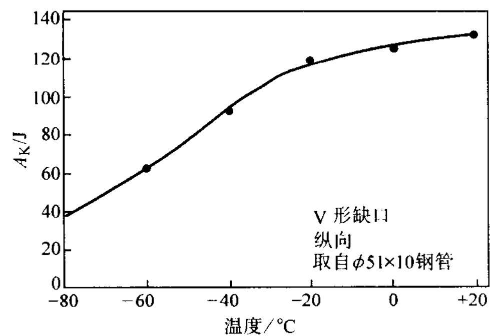


图 13.8-89 T91 钢不同温度下的冲击吸收功

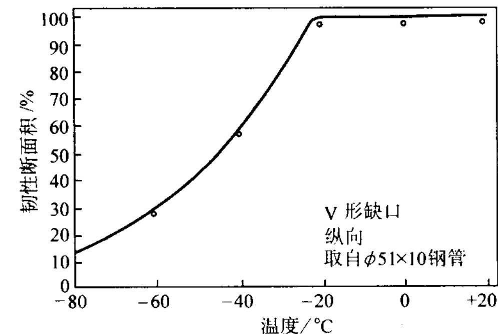


图 13.8-90 T91 钢冲击试验温度与韧性断面积的关系

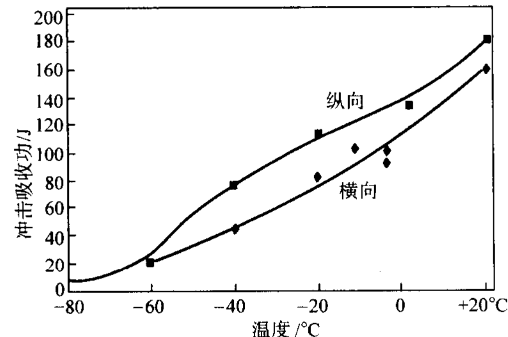


图 13.8-91 P91 钢不同温度下的冲击吸收功
（试样取自 $\phi 273 \times 40$ 钢管）

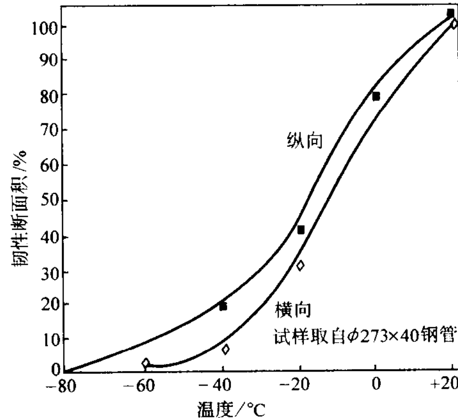


图 13.8-92 P91 钢冲击试验温度与韧性断面积的关系

表 13.8-251 德国 X10CrMoVNb91 管材力学性能数据

管子尺寸/mm	热处理制度	试验温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	系列冲击（纵向）	
							试验温度/℃	A_{KV}/J
ϕ159×20	1 070℃ 30 min 正火，750℃ 60 min 回火，760℃ 60 min 回火	室温	534	713	22	72	-100	25
		300	477	587	20	73	-80	83
		500	385	483	19	74	-40	168
		600	312	410	28	87	0	237
							室温	223
ϕ121×20	1 050℃ 1 h 空冷正火，730℃ 1 h 回火，750℃ 1 h 回火	室温	540	713	23		-100	30
		300	490	600	18		-80	110
		500	410	500	22		-60	150
		550	400	420	25		0	210
		600	320	360	41		室温	205

表 13.8-252 X10CrMoVNb91 钢的高温屈服强度和抗拉强度

性能	下列温度（℃）下的屈服强度和抗拉强度/MPa													
	100	200	300	400	420	440	460	480	500	520	540	560	580	600
$\sigma_{0.2}$	410	380	360	340	332	324	316	308	300	288	276	260	240	215
σ_b	565	520	485	460	450	440	420	400	380	360	340	315	285	255

表 13.8-253 10X9MΦB-Щ 钢的力学性能保证值

力学性能	半成品种类	试验温度/℃										
		20	100	200	300	400	450	500	525	550	575	600
σ_b/MPa	板材、轧材、锻材	680	590	550	530	510	480	440	410	390	370	330
	热弯管	600	570	530	520	480	450	400	370	350	330	290
	冷弯管	570	560	530	520	480	450	400	370	350	330	290
$\sigma_{0.2}$/MPa	板材、轧材、锻材	500	460	450	430	410	400	380	360	350	320	300
	热弯管	410	400	400	390	370	365	350	320	300	270	240
	冷弯管	400	390	390	380	360	350	330	310	300	270	240
δ_5/%	板材、轧材、锻材	20	20	18	17	16	15	17	17	18	18	20
	热弯管	20	20	18	16	15	15	17	17	20	24	26
	冷弯管	20	20	18	18	18	18	18	20	22	25	28
ψ/%	板材、轧材、锻材	70	70	70	70	70	65	65	75	75	75	75
	热弯管	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75
	冷弯管	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75
a_{KV} /J·cm^{-2}	板材、轧材、锻材	180										
	热弯管	200										

表 13.8-254 T91 钢管 V 形缺口试样冲击吸收功（日本 NKK 供料）

试验温度/℃	30	20	0	-10
单值/J	154.8，158.8，162.7	154.8，156.8，160.7	154.8，157.8，162.7	155.8，156.8，157.8
平均值/J	158.8	157.4	158.4	156.8

表 13.8-255 T91 钢管系列冲击吸收功（纵向）（试样 7×10×2，1 050℃×10 min，60℃×1 h）

项 目	30℃	20℃	0℃	-10℃	-20℃	-30℃	-40℃	-50℃	-60℃	$FATT_{50}$
A_{KV}/J	159	157	158	156	150	132	118	105	89	-53℃
塑性断口率/%	100	100	100	100	100	85	67	53	40	

9）T91 及其异种钢焊接接头的力学性能及组织见表 13.8-256～表 13.8-258 及图 13.8-95～图 13.8-97。

（5）持久强度与蠕变极限

10Cr9Mo1VNb 钢的持久强度与蠕变极限值如下。

1）GB5310—1995 标准关于 10Cr9Mo1VNb 钢管持久强度推荐值见表 13.8-259。

2）T91 及 10X9MΦB-Щ 钢持久强度见表 13.8-260 和表 13.8-261。

3）T91 钢管原材及其焊接接头持久强度试验结果及试验曲线见表 13.8-262 和图 13.8-98～图 13.8-107。

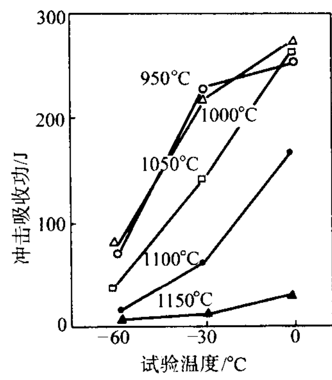


图 13.8-93 正火温度对冲击吸收功的影响
(夏比冲击试验，实物，V形缺口)(760℃回火材料)

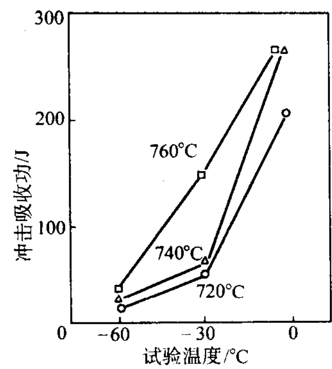


图 13.8-94 回火温度对冲击吸收功的影响
(夏比冲击试验，实物，V形缺口)(1 050℃正火材料)

表 13.8-256 T91钢各种状态下手工TIG焊接接头性能

试样状态	V形缺口在下列位置时的 A_{KV}/J			最高硬度 HV	金相组织		σ_b/MPa
	焊缝	熔合线	热影响区		焊缝	热影响区	
焊后状态	32	34	14	441（热影响区）	板条马氏体	板条马氏体	781.5
730℃回火1 h	82.7	50	116	329（热影响区）	回火马氏体	回火马氏体	763.5
750℃回火1 h	184	134.7	166	303（熔合线）	回火马氏体	回火马氏体	723

表 13.8-257 日本T91钢管钨板手工氩弧焊焊接试验数据

钢管规格/mm	对接焊材料	焊丝牌号	焊态焊接接头		经焊后热处理的焊接接头		
			σ_b/MPa	HV	焊后热处理制度	σ_b/MPa	HV
ϕ60.3×4	T91+钢102	H10Cr2MnMoWVTiBA	760 655	405 397	730℃×50 min 750℃×50 min 770℃×50 min	700 700 720 720 675 695	202 225 216 189 196 207
ϕ60.3×4	T91+钢102	H08CrMoWVNbBA	750 680	387 401	730℃×50 min 750℃×50 min 770℃×50 min	635 640 685 740 660 685	221 225 213 203 203 199
ϕ60.3×4	T91+12Cr1MoV	H10Cr2MnMoWVTiBA	670 695	394 405	730℃×50 min 750℃×50 min 770℃×50 min	590 540 600 590 555 565	199 207 196 193 191 185
ϕ60.3×4	T91+12Cr1MoV	H08CrMoV	645 655	385 373	730℃×50 min 750℃×50 min	570 550 560 530	185 193 179 183
ϕ60.3×4	T91+T91	TGS-9cb	775 745	464 442	730℃×50 min 750℃×50 min 770℃×50 min	705 730 715 695 710 710	222 219 207
ϕ50.8×6	T91+T91	TGS-9cb			750℃×50 min	725 720	289 297

表 13.8-258 SA213-T91焊接试验结果

接头材料	规格/mm	管材来源	焊接材料	焊接方法	焊后热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	冷弯角度/(°)($D=3a$)		接头金相组织
								正	反	
T91+T91	ϕ60×9	日本 N.K.K	焊丝 TGS-9cb 焊条 CM-9cb	GTA/SMA	750℃ 保温 63 min	617.4~671.3	715.4~788.9	50° 不裂	50° 不裂	
	ϕ63×4	日本 N.K.K	焊丝 TGS-9cb 焊条 CM-9cb	GTA/SMA	750℃ 保温 63 min	548.8~651.7	627.2~686.1	50° 不裂	50° 不裂	
T91+12Cr1MoV	ϕ60×9	日本 N.K.K	焊丝 H05Cr1MoVTiRE 焊条热317	GTA/SMA	740℃ 保温 60 min	396.9~431.2	485.1~539.0	50° 不裂	50° 不裂	焊缝及过热区两侧均为贝氏体
T91+TP347H	ϕ60×9	日本 N.K.K	焊丝 WELTIG82 焊条 WELDC182	GTA/SMA	750℃ 保温 60 min	396.9~406.7	622.3~627.2	50° 不裂	50° 不裂	焊缝奥氏体+铁素体过热区，近TP347H侧奥氏体，近T91侧贝氏体
T91+T91	ϕ56×6	日本 住友	焊丝 CM-9ST	GTAA/GMAA	750℃ 保温 60 min	538.0~589.0	700.0~716.0	50° 不裂	50° 不裂	
T91+102钢	ϕ63×4	日本 住友	焊丝 CM-9ST 焊条 CM-9S	GTA/SMA	750℃ 保温 60 min	501.0~604.0	647.0~716.0	50° 不裂	50° 不裂	

注：GTA焊封底/SMA焊焊妥，GTAA焊封底/GMAA焊焊妥。

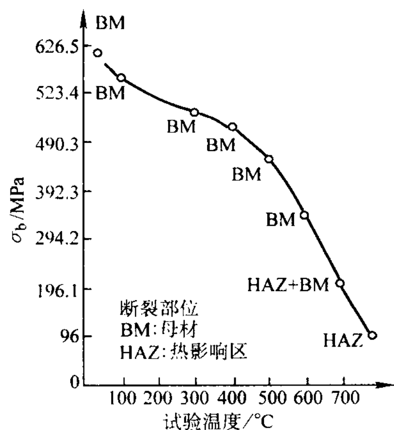


图 13.8-95　焊接接头的高温抗拉强度

焊条 C_1-9Cb。焊接参数：预热温度 200℃；层间温度 200℃；焊接电流 180 A；电弧电压 25 V；焊接速度 15 cm/min；热输入 17.3 J/cm

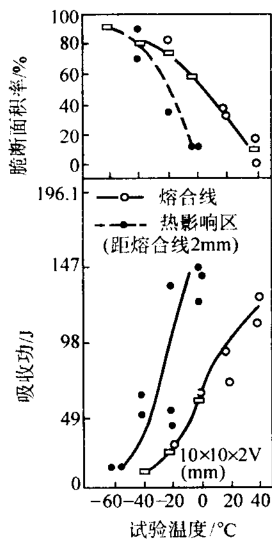


图 13.8-96　焊接接头的夏比冲击性能

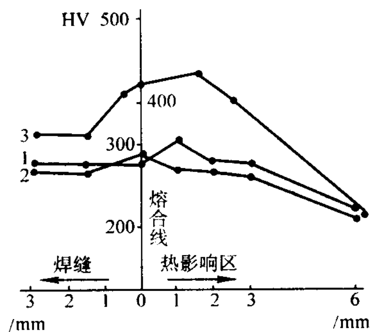


图 13.8-97　T91 钢对接手工 TIG 焊焊接接头硬度分布

1—730℃回火；2—750℃回火；3—焊后状态

表 13.8-259　10Cr9Mo1VNb 钢管持久强度推荐值
（摘自 GB5310—1995）

温度/℃	590	600	610	620	630	640	650
σ_{10^5} /MPa	112	88	89	74	63	53	44

表 13.8-260　T91 钢的持久强度

持久强度/MPa	试验温度/℃						
	500	525	550	575	600	625	650
σ_{10^5}	164	153	141	124	98	60	(43)

表 13.8-261　10X9MΦB-Щ 钢的持久强度

温度/℃	500	550	570	600
σ_{10^5} /MPa	225	147	125	98

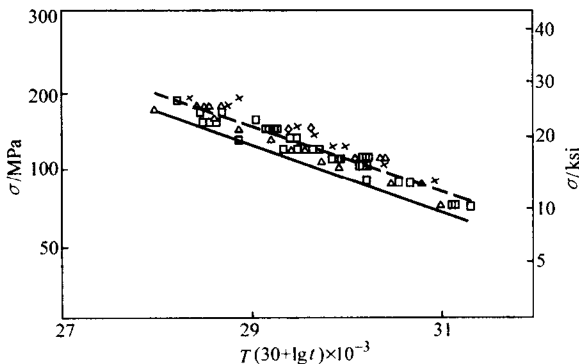


图 13.8-98　T91 钢的热强参数曲线

炉号：□ 36 224 号　◇ 30 490 号 × 38 705 号　△ 71 945 号

（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

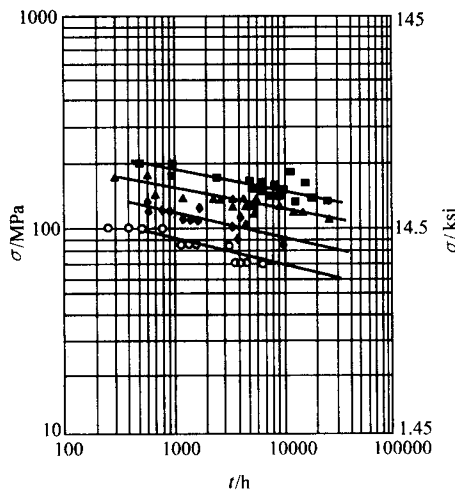


图 13.8-99　T91 钢不同温度下的持久强度曲线

■ 575℃；▲ 600℃；◆ 625℃；○ 650℃

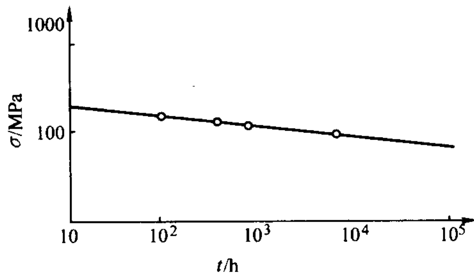


图 13.8-100　T91 + T91 接头 600℃持久强度曲线

表 13.8-262　T91 钢管原材 600℃持久强度度验结果

试验应力 σ/MPa		215.6	196.0	172.8	156.8	137.2	122.5	117.6	98.0	88.2	78.4	σ_{10^5}
φ60×9 T91 原材供货状态 (日本 N.K.K. 提供)	断裂时间/h	88	147 272	240 480	1 883	6 020	>4 320					104.3
	δ_5/%	43.5	26.0 38.0	26.0 32.5	21.0	9.7						
	ψ/%	93.0	91.0 93.0	91.0 90.0	88.0	86.5						
φ60×9 T91+T91 接头 750℃保温 2 h	断裂时间/h				100	391		804	6 540	>5 000		70.7
	δ_5/%				10.0	9.2			6.6			
	ψ/%				89.0	86.5			58.0			
φ60×9 T91+TP347 接头 炉冷至 300℃空冷	断裂时间/h				99	414		1 236	6 210	>5 480	>7 474	71.3
	δ_5/%				5.9	4.8		3.5	3.5			
	ψ/%				81.0	75.0		49.0	52.0			

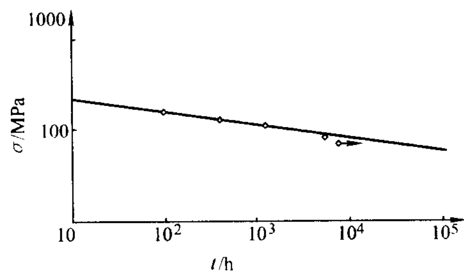


图 13.8-101　T91+TP347H 接头 600℃持久强度曲线

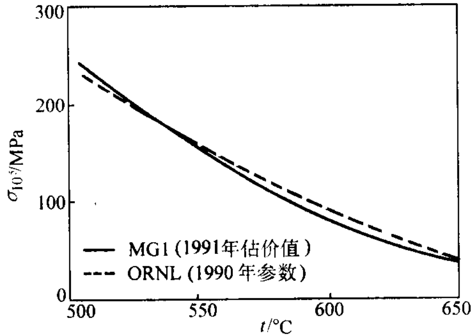


图 13.8-102　P91 钢持久强度估计值

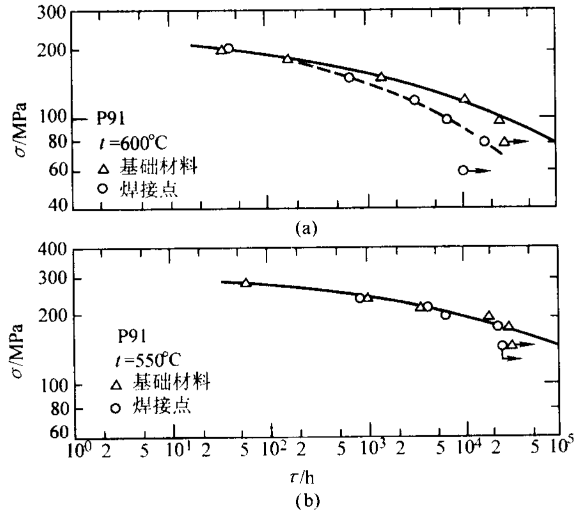


图 13.8-103　P91 钢母材和焊接部位材料的持久强度

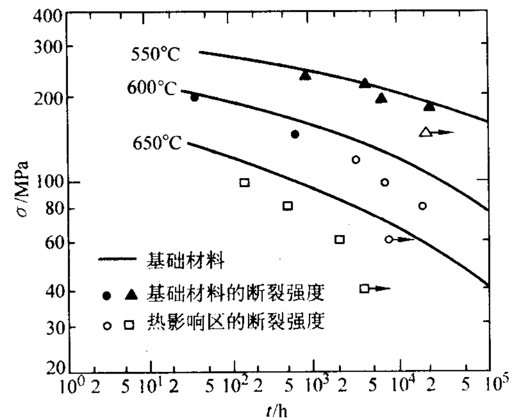


图 13.8-104　P91 钢焊接部位的持久强度

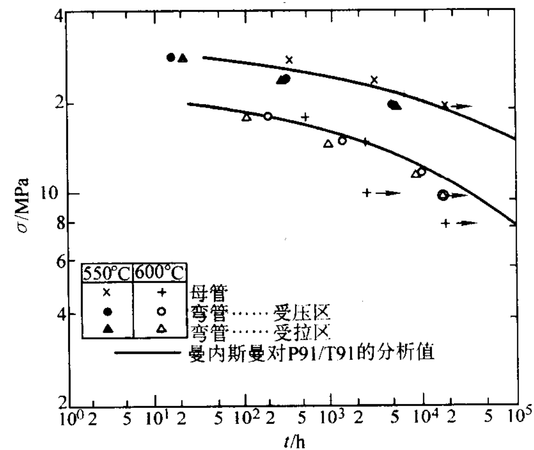


图 13.8-105　P91 管子在 R/D=2.5 时感应弯制后的持久强度（φ380×50）

4）正火和回火温度对 T91 钢持久强度的影响如图 13.8-108 和图 13.8-109 所示。

5）德国 X10CrMoVNb91 钢持久强度和蠕变强度见表 13.8-263；不同热处理后的持久强度如图 13.8-110 所示；持久强度估价值曲线如图 13.8-111 所示。

（6）组织性能稳定性

钢的组织性能稳定性具体数据如下。

1）前苏联 10X9MΦB-Щ 钢在 450～650℃下经 5 000～10 000 h 时效后，其组织和性能变化不大。未出现 475℃脆化现象。时效后的室温力学性能见表 13.8-264。

2）P91 管子在 OH 和 DP 两电站使用后的持久强度如图 13.8-112 所示。

（7）抗氧化性能

10Cr9Mo1VNb 钢 600℃时的抗氧化性能见表 13.8-265。

前苏联研制的 10X9MΦB-Щ 钢母材和焊接接头的腐蚀试验结果表明：在饱和蒸汽含 5%～25% NaOH 碱性工质和氮化物含量达 1～200 mg/kg 的工质中，均未出现腐蚀裂纹倾向。600℃在蒸汽和空气介质中的腐蚀速度分别为 0.045 mm/a 和 0.06 mm/a，约为 12Cr1MoV 钢腐蚀速度的 1/4。

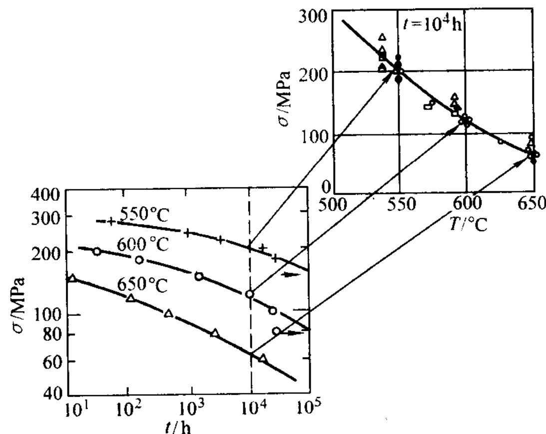


图 13.8-106 X10CrMoVNb91 钢长时间工作的强度评价

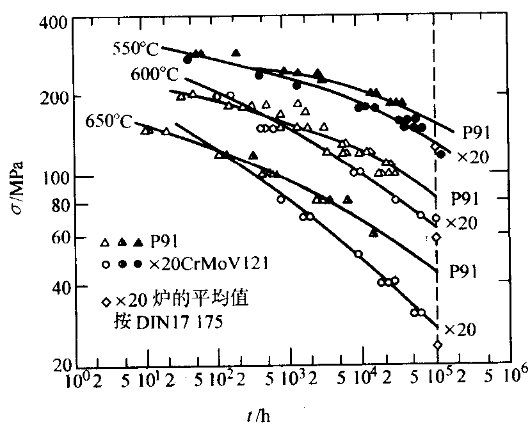


图 13.8-107 P91 与 X20CrMoV121 钢持久强度比较

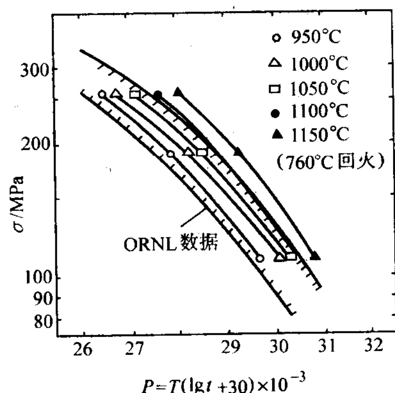


图 13.8-108 正火温度对 T91 钢持久强度的影响

（760℃回火材料）

T 的单位为 K，t 的单位为 h

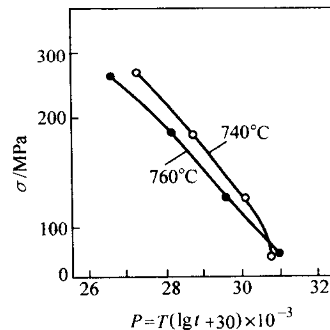


图 13.8-109 回火温度对 T91 钢持久强度的影响

（1 050℃正火炉内冷却材料）

T 的单位为 K，t 的单位为 h

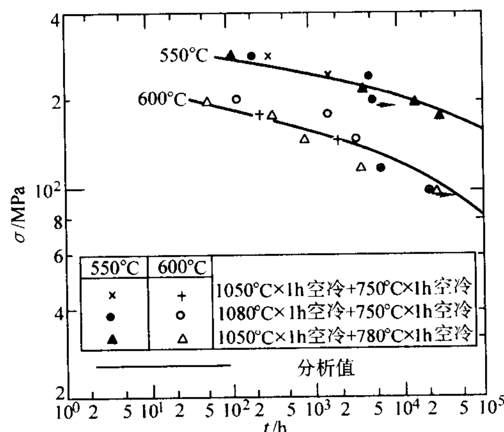


图 13.8-110 X10CrMoVNb91 钢不同热处理后的持久强度

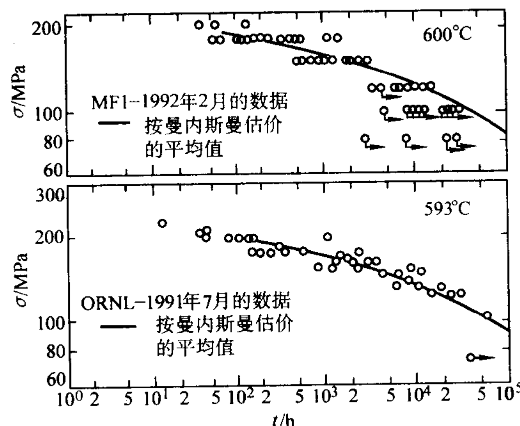


图 13.8-111 X10CrMoVNb91 钢持久强度估计值

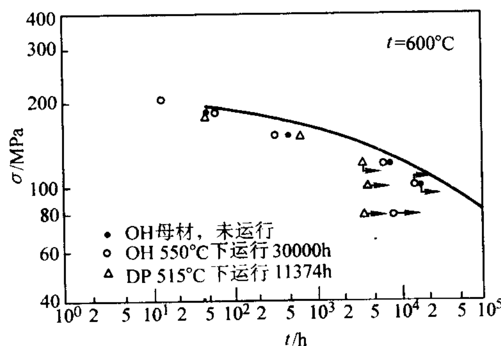


图 13.8-112 P91 钢管子使用后的持久强度

表 13.8-263 X10CrMoVNb91钢的持久强度和蠕变强度

性能	在下列温度（℃）下的持久强度和蠕变强度/MPa																		
	470	480	490	500	510	520	530	540	550	560	570	580	590	600	610	620	630	640	650
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	223	298	274	253	231	212	193	177	161	147	133	121	109	98	88	79	70	62	56
$\sigma_{1\times10^{-5}}$	277	256	232	213	193	177	161	146	132	119	107	97	86	77	68	61			
σ_{10^4}	356	332	309	287	268	250	232	214	199	182	165	150	135	122	110	96	88	79	70
σ_{10^5}	317	295	274	253	234	215	197	179	162	145	130	115	102	90	78	68	58	51	44

表 13.8-264 10X9MФB-Щ 钢时效后的室温力学性能

时效温度/℃	时效时间/h	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
室温	未时效	675	520	24.0	75.0	240
450	5 000	670	510	24.0	73.0	240
	10 000	680	520	24.0	74.0	227
475	5 000	710	580	20.0	74.0	210
	10 000	716	560	21.0	72.0	224
500	5 000	700	550	21.6	72.0	200
	10 000	670	507	23.7	71.0	172
550	5 000	650	490	24.0	69.0	175
	10 000	660	490	24.0	70.0	200
600	5 000	635	470	26.5	74.0	200
	10 000	630	450	26.0	71.6	180
650	5 000	615	445	29.0	75.0	220
	10 000	610	420	30.0	75.0	200

表 13.8-265 10Cr9Mo1VNb 钢 600℃的抗氧化性能

经下列时间（h）后单位面积增重/g·m^{-2}				平均氧化速度/L·m^{-2}·h^{-1}	年腐蚀率/mm·a^{-1}	抗氧化等级
500	1 000	2 000	3 000			
0.669	1.148	1.243	1.243	0	0	一级完全抗氧化

1.10 1Cr18Ni9（12X18H9、302、SUS302）

1Cr18Ni9 钢是典型的 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢，它的性能与 0Cr19Ni9 钢相似，在固溶状态具有良好的耐蚀性和冷加工变形能力，焊接性能也比较好。该钢的耐晶间腐蚀性能不及 18-8 型含钛、铌及超低碳钢种。经 650℃左右敏化处理或中温长期保温后，具有晶间腐蚀敏感性。例如在使用过程中，受到 500～800℃温度的加热，会因碳化铬沿晶界析出而导致在腐蚀介质中发生晶间腐蚀。1Cr18Ni9 钢不能用热处理强化，但可能过冷变形获得较高强度。

1Cr18Ni9 钢已列入我国 GB5310—95 标准。与此钢相类似的有前苏联的 12X18H9、美国的 302 和日本的 SUS302 等钢。

1.10.1 用途

该钢主要用于制造在中等温度下要求耐腐蚀的高压锅炉用无缝钢管及在低温腐蚀性介质中工作的阀件、容器等。用于锅炉管的允许抗氧化温度为 705℃。

1.10.2 技术条件

1Cr18Ni9 及其相类似钢号的化学成分和力学性能分别见表 13.8-266 和表 13.8-267。

表 13.8-266 1Cr18Ni9 及其类似钢号的化学成分（质量分数） %

国别	技术条件	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
中国	GB5310—1995 GB1220—1992 1Cr18Ni9	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00～19.00	8.00～10.00
前苏联	ГОСТ5632—72 12X18H9	≤0.12	≤0.80	≤2.00	≤0.020	≤0.035	17.00～19.00	8.00～11.00
美国	ASTM A276—83 302	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.045	17.00～19.00	8.00～10.00
日本	JIS G4303—81 SUS302	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.045	17.00～19.00	8.00～11.00

表 13.8-267 1Cr18Ni9 钢的力学性能

技术条件	钢号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB 5310—1995	1Cr18Ni9	205	520	35				
GB1220—1992	1Cr18Ni9	205	520	40	60	≤187	≤90	≤200
ASTM A276—83	302	205	515	40	50			
JIS G4303—81	SUS 302	206	520	40	60	≤187	≤90	≤200

1.10.3 工艺性能

1）热加工 该钢的始锻温度为 1 150～1 200℃，终锻温度大于 850℃，锻后空冷。由于奥氏体钢的导热性差，应均匀加热。宜选用较大的压下量和较高的终锻温度。

2）冷加工 在固溶状态下，该钢的塑性很高，可进行冷轧、冷拔加工，也可以用冷冲压或冷弯曲等成形。极限拉伸系数约为 2.06，工作拉伸系数为 1.80～1.90。

3）切削及磨削性能 该钢加工硬化率较高，机加工时，应采用锐刀，使用低速度大进刀量的加工工艺。车削效率约为中碳钢的 50%。车削时采用冷却液，使加工件充分冷却。

4）热处理 该钢一般在固溶状态下使用。GB 5310—1995 标准规定固溶温度应≥1 040℃。1Cr18Ni9 钢具有良好的耐腐蚀性能，一般不需要进行表面处理，但应保持表面洁净。为改善在某些介质中的耐腐蚀性能，可进行钝化处理，也可以进行各种着色处理，以增加美观。

5）焊接 该钢的焊接性能良好，可采用各种方法焊接。除滚焊和点焊外，焊接后建议在 1 100～1 150℃进行固溶处理并快冷，以防止出现晶间腐蚀倾向。手工电弧焊时，可采用奥 102、奥 107、奥 132 和奥 137 焊条焊接。

1.10.4 性能

1）物理性能 1Cr18Ni9 钢的物理性能见表 13.8-268 和表 13.8-269。冷加工和时效对弹性模量的影响见表 13.8-270。

2）力学性能 1Cr18Ni9 及其相类似钢的力学性能如下。

表 13.8-268 1Cr18Ni9 钢的物理性能（一）

性能														
密度 ρ/g·cm^{-3}	8.00													
熔点/℃	1 398 ~ 1 420													
定压比热容 c_p/kJ·kg^{-1}·K^{-1}	0.50													
弹性模量 E/GPa	室温	93℃	149℃	204℃	260℃	316℃	371℃	427℃	482℃	538℃	593℃	649℃	704℃	760℃	816℃
	197	196	192	188	183	179	174	170	166	162	157	153	149	145	141
切变模量 G/GPa	室温	93℃	149℃	204℃	260℃	316℃	371℃	427℃	482℃	538℃	593℃	649℃	704℃	760℃	816℃
		75.9	73.1	71.0	68.9	66.8	65.4	63.3	61.9	60.5	59.1	57.7	55.5	54.1	52.7

性能						
线胀系数(与 20℃之间) α_l/10^{-6}K^{-1}	93℃	204℃	427℃	649℃	871℃	
	16.6	17.0	17.7	18.4	19.0	
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	室温	93℃	204℃	427℃	649℃	871℃
	12.1	13.8	15.5	18.8	22.6	26.4
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m	−18℃	204℃	427℃	649℃	871℃	
	0.69	0.86	1.10	1.14	1.24	
磁导率 μ(固溶态)/μH·m^{-1}	H = 4 000 A/m 时		H = 16 000 A/m 时			
	1.259 8 ~ 1.260 7（1.002 5 ~ 1.003 2μ_0）		1.261 0 ~ 1.262 2（1.003 5 ~ 1.004 4μ_0）			

表 13.8-269 1Cr18Ni9 钢的物理性能（二）

性能													
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.92												
熔点/℃	1 398 ~ 1 420												
温度/℃	室温	100	150	200	250	300	400	500	600	700	800	900	1 000
弹性模量 E/GPa	184		172	170	167	164							
切变模量 G/GPa	74.0		71.0	68.0	67.0	65.0							
泊松比 μ	0.243		0.211	0.250	0.246	0.262							
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	15.9	16.3		18.0		18.8	20.1	21.4	23.9	25.5	26.8	26.8	28.1
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m	0.70	0.74		0.85		0.91	0.94	0.10	0.11	0.11			
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		511		528		544	565	590	636	628	641	645	
线胀系数(与 20℃之间) α_l/10^{-6}K^{-1}		15.5		18.1		18.4	19.1	19.7	20.3	20.8	20.8	20.6	20.7

表 13.8-270 1Cr18Ni9 钢的冷加工和时效对弹性模量的影响

取向	冷加工量 /%	拉伸弹性模量/MPa		压缩弹性模量/MPa	
		冷加工状态	时效后	冷加工状态	时效后
纵向	0	210 200	212 300	211 600	215 800
	38.8	184 200	197 500	188 400	194 000
横向	0	195 400	201 000	191 600	204 500
	38.8	204 300	211 600	214 000	210 200

注：时效：175 ~ 315℃ ×（24 ~ 72 h），空冷。

① GB 5310—1995 标准的 1Cr18Ni9 钢高温屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 的最低值见表 13.8-271。

表 13.8-271 1Cr18Ni9 钢的高温屈服强度最低值

（GB 5310—1995）

温度/℃	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
$\sigma_{0.2}$/MPa	171	155	144	136	128	124	119	115	111	106

② 室温力学性能见表 13.8-272 和表 13.8-273。

表 13.8-272 1Cr18Ni9 钢室温力学性能

热处理制度	品种	σ_b	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.01}$	δ_5	ψ	a_K	HB
		MPa			%		/J·cm^{-2}	
1 150℃，水冷	棒材	593	235	186	64	74	≥245	140

续表 13.8-272

热处理制度	品种	σ_b	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.01}$	δ_5	ψ	a_K	HB
		MPa			%		/J·cm^{-2}	
1 100℃，水冷	带材	633	251	—	—	—	—	—
冷轧	板材	686	461	—	55	—	—	—
1 050℃，水冷	板材	637	382	—	69	82	—	—
1 100℃，水冷	板材	540 ~ 706	201 ~ 382	—	49 ~ 69	59 ~ 81	—	—
1 200℃，水冷	板材	579	294	—	63	51	—	—
GB1220—84	棒材	≥						≤
		520	206		40	60		187

表 13.8-273 12X18H9 钢 20℃下的力学性能

热处理制度	品种	取样方向	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%
1 050 ~ 1 080℃，水冷淬火	板材	横向		550	35
1 050 ~ 1 100℃，空冷淬火	棒材	纵向	200	500	45

③ 高温力学性能见表 13.8-274 ~ 表 13.8-276。

表 13.8-274　1Cr18Ni9 钢的高温力学性能

材料状态	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_K	HB
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
棒材 1 050℃	20	240	605	64	70	≥250	140
	650	100	380	33	40		
	760	100	215	17	18		
	870	70	140	19	27		
固溶	700		216	47.3	76.3	251.5	
	800		122	57.2	69.5	252.5	
	900		69	64.8	66.1	216.9	
	1 000		39	56.1	60.4	190.1	
	1 100		31	63.8	59.6	143.1	

表 13.8-275　1Cr18Ni9 钢高温力学性能

热处理制度	品种	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.01}$	δ_5	ψ
			MPa			%	
1 150℃，水冷	棒材	650	378	98	69	33	40
		760	211	98	59	17	18
		870	137	69	54	19	27
1 080℃，水冷	带材	538	362	104		44	70
		648	294	75		37	44
		760	186	73		31	28
		871	118			31	36
		927	69			47	43

表 13.8-276　12X18H9 钢不同温度下的力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 080℃空冷淬火（棒材）（纵向）	20	560	230	46	66	220
	200	450	180	36	68	250
	300	420	160	29	66	260
	400	420	150	26	61	290
	500	400	140	30	60	200
	550	390	140	31	61	270
	600	350	120	28	51	200
	650	280	120	27	52	250
	700	270	120	20	40	260

④ 低温力学性能见表 13.8-277。

表 13.8-277　1Cr18Ni9 钢的低温力学性能

试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	A_{KV}/J	
	MPa		%		艾氏试样	夏比 V 形缺口
20	219	567	67.0	76.8	148	184
0	237	733	86.2	79.0	154	205
-20	252	838	67.1	75.0	164	193
-50	290	954	60.2	74.4	164	190
-100	247	1 115	54.1	71.0	162	190
-140	252	1 235	47.2	72.2	164	193
-196	262	1 458	47.8	59.2	164	211

⑤ 冷加工对力学性能的影响见表 13.8-278。

3）持久强度与蠕变极限　1Cr18Ni9 及其相似钢号的持久强度和蠕变极限见表 13.8-279～表 13.8-282。

表 13.8-278　1Cr18Ni9 及其类似钢号的冷加工量对力学性能的影响

冷加工量/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%
	MPa		
0	260	654	66
10	647	745	42
20	745	865	28
30	837	970	20
40	921	1 055	14
50	1 026	1 167	10
60	1 125	1 266	7

表 13.8-279　1Cr18Ni9 钢的持久强度推荐值

温度/℃	600	610	620	630	640	650	660	670
σ_{10^5}/MPa	95	88	81	74	68	63	57	52
温度/℃	680	690	700	710	720	730	740	750
σ_{10^5}/MPa	48	43	40	36	33	31	28	26

表 13.8-280　1Cr18Ni9 及其类似钢号的蠕变极限

热处理制度	在下列温度（℃）下的蠕变极限 $\sigma_{1\times10^{-3}}$/MPa			
	540	650	730	815
1 050℃，水冷（棒材）	118	48	21	6

表 13.8-281　1Cr18Ni9 及其类似钢号的蠕变极限和持久强度

试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{0.5/500}$	$\sigma_{0.1/250}$	σ_{10}	σ_{10^2}	σ_{10^3}	σ_{10^4}
	MPa							
427	234	176						
482	168	124					344	259
538	124	80					245	188
593	80	50	120				158	119
649	49	28		70			100	68
704	27	17			130	100	64	39
760	17	12			67	44	42	27
815	9	8.3					25	17
871	4.2						19	13.4

表 13.8-282　12X18H9 钢的持久强度和蠕变极限

热处理制度	品种	试验温度/℃	σ_{10^3}	σ_{10^4}	$\sigma_{1\times10^{-3}}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$
1 050℃空冷淬火	棒材（纵向试样）	600	150	100	155	100
		700	80	50	28	15
		800	80	15	8	5

4）疲劳性能　1Cr18Ni9 钢的疲劳极限及弯曲性能见表 13.8-283 和表 13.8-284。

表 13.8-283　1Cr18Ni9 钢的疲劳极限

材料状态	$\sigma_{0.2}$	σ_b	HB	σ_{-1}/MPa
	MPa			
1 100～1 150℃水冷				230
冷轧	≥200	≥550	150～200	400
1 080～1 130℃固溶板材	≥900	≥1 100	300～450	270

表 13.8-284　1Cr18Ni9 钢板材室温反复弯曲性能

材料状态	弯曲半径/mm	反复弯曲次数
固溶	5	≥4
半冷硬	5	≥2

5）耐腐蚀性能　1Cr18Ni9 钢的耐腐蚀性能见表 13.8-285。

表 13.8-285　1Cr18Ni9 钢的耐腐蚀性能

腐蚀介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}
HCl	2	35	2.863
HNO_3	65	沸腾	0.40
	30～75	80	<0.112
	90	80	1.120

1.11　1Cr18Ni9Ti（12X18H10T、17246）

1Cr18Ni9Ti 钢是一种应用广泛的 18－8 型奥氏体不锈钢，又是不锈耐酸钢，具有高的抗腐蚀性能。在不同温度和浓度的各种强腐蚀性介质（例如硝酸、大部分有机酸和无机酸的水溶液、磷酸、碱和煤气等）中，均有良好的耐蚀性。在空气中有高的热稳定性，抗大气氧化，长期使用温度可达 800℃，强烈氧化开始温度为 850℃。

该钢的室温和高温力学性能与 1Cr18Ni9 钢基本相似，并具有良好的焊接性能。除原子氢焊外，还适宜各种焊接，电弧焊优于气焊，焊后可不进行热处理。焊接方法得当，通常不会产生晶间腐蚀。该钢的冷弯变形能力高，可弯曲、卷边和折叠，具有很好的深冲性能。

由于钢中含有钛元素，能形成稳定的碳化物 TiC，从而可避免在晶界上析出 $Cr_{23}C_6$ 而引起晶间腐蚀，因此这种钢经固溶和稳定化处理后，可避免晶间腐蚀倾向，但也会因此而促使钢中出现氮化钛（TiN）夹杂物，特别是当 TiN 呈链状分布时，会使钢产生发裂。在我国 GB/T 1220—1992 标准中规定，1Cr18Ni9Ti 钢除专用外，一般情况下不推荐使用。

与 1Cr18Ni9Ti 钢相类似的钢号有前苏联的 12X18H10T（Я1T）和前捷克斯洛伐克的 17246 等钢。

1.11.1　用途

用于 600～650℃范围工作的焊接设备和 610℃下长期工作的过热器管及各种需要耐腐蚀的容器、结构部件等，也广泛地用做高温、耐蚀的零部件，例如板材、管材及锻件等。当作为不起皮钢使用时，可用于 800℃以下的零件。

1.11.2　技术条件

1Cr18Ni9Ti 及其类似钢号的化学成分和力学性能见表 13.8-286 和表 13.8-287。

表 13.8-286　1Cr18Ni9Ti 及其类似钢号的化学成分（质量分数）　%

国别	牌号	技术条件	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti
			≤							
中国	1Cr18Ni9Ti	GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992 GB/T 13296—1991 GB/T 14975—2002 GB/T 14976—2002 GB/T 3280—1992 GB/T 4237—1992 GB/T 4238—1992 JB/T 755—1985	0.12	1.00	2.00	0.030	0.035	17.00～19.00	8.00～11.00	5×(C%－0.02)～0.80
前苏联	12X18H10T	ГОСТ5632—72	0.12	0.80	2.00	0.020	0.035	17.00～19.00	9.00～11.00	5×C%～0.08
前捷克斯洛伐克	17246	ČSN417246—80	0.10	1.00	2.00	0.030	0.045	17.00～20.00	8.00～11.00	5×C%～0.031

表 13.8-287　1Cr18Ni9Ti 及其类似钢号的力学性能

技术条件	热处理制度	截面尺寸/mm	取样位置	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J	HB
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	920～1 150℃固溶			≥520	≥205	≥40	≥50		
GB/T 13296—1991	1 000～1 100℃急冷	≤13		≥550	≥205	≥40			<90HRB
GB/T 3280—1992	软态 1 000～1080℃水冷或空冷	≤4	横向	≥539	≥206	≥42			
GB/T 4237—1992 GB/T 4238—1992	1 000～1 080℃水冷或空冷	>4～25	横向	≥520	≥206	≥38			
GB/T 14975—2002 GB/T 14976—2002	热轧、热挤压	≤15	纵向	≥539		≥40			
	冷拔	≤3	纵向	≥549		≥40			
JB/T 2633—1981	固溶处理	≤60	纵向	≥539	≥216	≥40	≥55	78.5	≥192
		>60～100		≥530	≥196	≥38	≥50	63	
		>100～200		≥490	≥196	≥25	≥30	47	
JB/T 755—1985	固溶处理		切向	≥490	≥196	≥35			≥190
ČSN417246—80 17246	固溶处理	锻件≤150 板≤30 焊接管	纵向	≥539 539～588 ≥490	≥206	≥40 ≥40 ≥35	≥50 ≥50	a_K/J·cm^{-2} ≥157	

1.11.3　工艺性能

1）冶炼　该钢采用电炉冶炼。

2）热加工　该钢始锻温度为1 130～1 180℃，终锻温度大于为850℃，空冷。由于钢的导热性差，应均匀加热。宜选用较大的压下量和较高的终锻温度，以获得良好的性能和减小形成裂纹的倾向。

3）冷加工　该钢切削性能尚可，切削速度要低，进给量要小，以避免冷作硬化。钢的冷变形性能和深冲性能均很好，在冷加工工序中，如果变形量很大，应进行中间固溶处理。

4）热处理　该钢一般在固溶状态下使用，固溶温度为1 050～1 150℃，水或空冷。此钢中虽然含有稳定碳化物元素钛，但固溶处理后，如果在500～800℃范围内受热时间较长，仍会出现晶间腐蚀倾向。对此，建议进行稳定化处理：850～880℃保温6 h，空冷。固溶1 000～1 100℃水冷；固溶时效；1 130～1 160℃水冷，800℃时效10 h。

5）焊接　该钢焊接性能良好，可以用多种方法进行焊接。手工电焊焊条采用奥102、奥107、奥132和奥137等。氩弧焊焊丝用H0Cr18Ni9Ti，自动焊焊丝用H0Cr19Ni9Ti配焊剂260，或焊丝H0Cr18Ni9AlTi配焊剂772。焊后进行固溶处理或稳定化处理能防止焊接接头产生晶间腐蚀。

1.11.4　性能

1）物理性能　1Cr18Ni9Ti钢的物理性能见表13.8-288。

2）许用应力　1Cr18Ni9Ti钢的许用应力见表13.8-289。

表13.8-288　1Cr18Ni9Ti钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.90											
熔点/℃	502											
温度/℃	室温	100	200	300	400	500	550	600	650	700	800	900
弹性模量 E/GPa	198	194	198	181	174	166	161	157	152	147		
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		16.3	17.6	18.8	20.5	21.8		23.5		24.7	26.4	28.5
电阻率 ρ/10$^{-6}\Omega$·m	0.75	0.80	0.87	0.94	0.99	0.105		0.107		0.114		
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		16.6	17.0	17.2	17.5	17.9		18.2		18.6		
线胀系数(与20℃之间) α_l/10^{-6}K^{-1}												

表13.8-289　1Cr18Ni9Ti钢的许用应力

品种	技术条件	尺寸/mm	σ_s	σ_b	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa																			
			MPa		≤20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	525	550	575	600	625	650	675	700
钢板					130 130	130 111	130 98	124 91	115 85	106 78	102 76	102 76	99 74	97 72	97 72	97 72	97 72	90 72	75 60	56 46	46 33	37 25	28 19	23 13
钢管	GB/T 14975—2002 GB/T 14976—2002				130 130	130 111	130 98	124 91	115 85	106 78	102 76	102 76	99 74	97 72	97 72	97 72	97 72	82 72	60 60	46 46	33 33	25 25	19 19	13 13
锻件	JB/T 755—1985		196	490	130 130	130 111	130 98	124 91	115 85	106 78	102 76	102 76		97 72		97 72		90 72	75 69	59 59	46 46	37 37	28 28	23 23
螺栓	GB/T 1220—1992	< M24 M24～M48	196	539	123 130	104 111	92 98	86 91	79 85	74 78	71 76	71 76		68 72		68 72		68 72		59 59	46 46	37 37	28 28	23 23

3）力学性能　1Cr18Ni9Ti及其类似钢号的力学性能如下。

① 室温力学性能见表13.8-290和表13.8-291。

表13.8-290　1Cr18Ni9Ti钢的室温力学性能

统计结果（子样数 n = 109）	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
平均值	240	595	57	75
标准差	19.6	19.5	3.2	1.9

表13.8-291　12X18H10T钢力学性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB
1 100～1 150℃水淬	195	540	40	55	123	
1 150℃水淬，800℃时效10 h	225	540	40	55	78	137～170
1 050～1 100℃空淬	240	565	70	80	274	
1 130～1 160℃空淬或水淬，800℃时效10 h	305	640	55	76	245	

② 高温力学性能见表13.8-292～表13.8-294。

③ 低温力学性能见表13.8-295。

④ 冷轧压下率对力学性能的影响见表13.8-296。

4）持久强度与蠕变极限　1Cr18Ni9等钢的持久强度和蠕变极限见表13.8-297；12X18H10T钢的持久强度和蠕变曲线如图13.8-113～图13.8-116所示。前捷克斯洛伐克17246钢的持久强度值见表13.8-298。

表13.8-292　1Cr18Ni9Ti钢板的高温力学性能

板厚/mm	指标	在下列温度（℃）的强度值/MPa										
		20	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
≤25	$\sigma_{0.2}$	196	167	147	137	127	118	113	113	108	108	108
	σ_b	490	431	412	407	402	402	402	402	397	387	363

表13.8-293　前捷克斯洛伐克17246钢高温屈服强度最低值（ČSN417246—80）

温度/℃	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500
$\sigma_{0.2}$/MPa	226	196	177	167	162	157	152	147	137	127

表 13.8-294　1Cr18Ni9Ti 钢的高温力学性能

材料状态	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	σ_{-1} ($N=10^7$)	σ_{-1n} ($N=10^7$)	δ	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa				%		
棒料固溶温度 1 130 ~ 1 160℃，时效 800℃ × 10 h 或 720℃ × 20 h	20	304	642	279	240	55	76	245
	100	240	500			44	77	
	200	201	456	221	230	38	70	363
	300	216	441			29	66	
	400	216	436	211	201	27	64	311
	500	206	422	201	132	30	65	358
	550	177	446			40	61	358
	600	206	353	201	132	29	65	353
	650	191	348			30	68	
	700	206	270			30	58	333
棒料 1 050℃空冷或水冷	20	275	608			41	63	279
	300	196	451			31	65	
	400	176	441			31	65	
	500	176	441			29	65	
	600	176	392			25	61	
	700	157	275			26	59	
	800	98	176			35	69	
ϕ219 × 12 管形毛坯，固溶温度 1 050 ~ 1 100℃	20	239	566			70	80	275
	550	141	428			37	66	282
	600	179	371			31	63	297
	650	129	400			35	66	286
	700	130	359			20	59	314

表 13.8-295　1Cr18Ni9Ti 钢的低温力学性能

试样状态	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 100℃水冷	20	249	617	37.5	75.2	344
	-50	322	1 012	35.1	67.2	
	-196	506	1 598	28.9	53.9	
	20	280	660		76	
	-196	640	1 550		50	
	-253	770	1 790		48	

表 13.8-296　冷轧压下率对 1Cr18Ni9Ti 钢力学性能的影响

压下率/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%	压下率/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%
	MPa				MPa		
0	304	618	70	50	1 010	104	9
10	569	745	45	60	1 079	1 098	7
20	735	834	30	70	1 177	1 187	4
30	735	922	18	80	1 275	1 285	8
40	932	981	13	90	1 375	1 393	2

表 13.8-297　1Cr18Ni9Ti 钢的持久强度和蠕变极限

试验温度/℃	σ_{10^4}	σ_{10^5}	$\sigma_{10^{-5}}$
	MPa		
550	190 ~ 240	140 ~ 200	75 ~ 80
600	130 ~ 170	95 ~ 130	
650	65 ~ 105	45 ~ 75	
700	54 ~ 72	36 ~ 46	

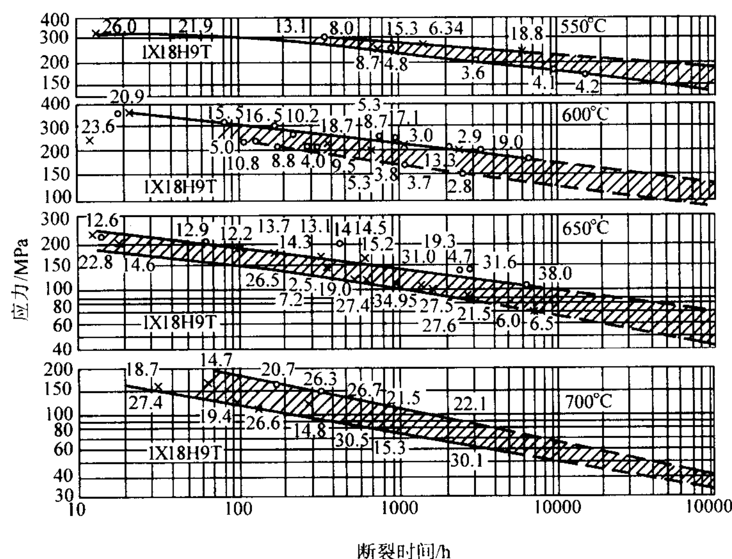


图 13.8-113　1X18H10T 钢持久强度曲线

○-1 050℃空冷；×-1 150℃水淬，800℃，10 h（试验点旁数据为试样断裂时的伸长率）

表 13.8-298　前捷克斯洛伐克 17246 钢的持久强度

（ČSN417246—80）　　MPa

温度/℃	550	600	650	700	750
σ_{10^3}	196	147	98	69	49
σ_{10^4}	123	88	59	39	29
σ_{10^5}	78				

5）断裂韧性　1Cr18Ni9Ti 钢的 J_R 阻力曲线见表 13.8-299 和图 13.8-117。

6）疲劳性能　1Cr18Ni9Ti 钢疲劳裂纹扩展速率见表 13.8-300。

7）组织稳定性　1Cr18Ni9Ti 钢不同状态时效后的力学性能见表 13.8-301 和表 13.8-302；不同温度长期时效后的冲击性能见表 13.8-303。不同温度下时效时间与硬度的关系如图 13.8-118 所示。

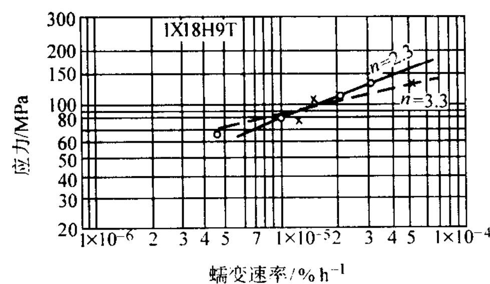


图 13.8-114 1X18H10T 钢蠕变曲线（600℃）

○ 1 050℃，空冷；× 1 150℃水淬，800℃，10 h

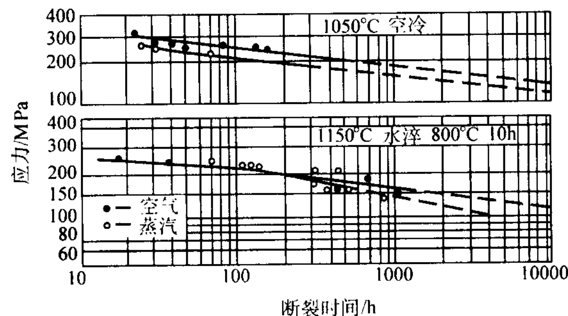


图 13.8-115 1X18H10T 钢在 600℃时的持久强度曲线

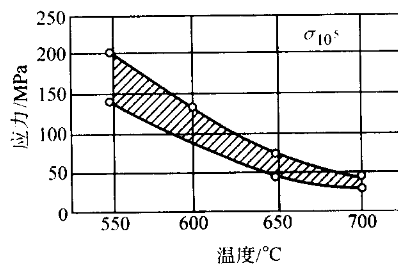


图 13.8-116 1X18H10T 钢持久强度曲线

表 13.8-299 1Cr18Ni9Ti 钢的 J_R 阻力曲线

Δa/mm	0.19	0.22	0.24	0.27	0.32	0.33	0.37	0.45
J_R/N·mm⁻¹	41.7	77.0	242.5	114.8	146.6	139.8	198.8	156.3

$J_R = 43.17 + 323.324\ 7\Delta a$ (N/mm)，试样 1 050℃空冷。

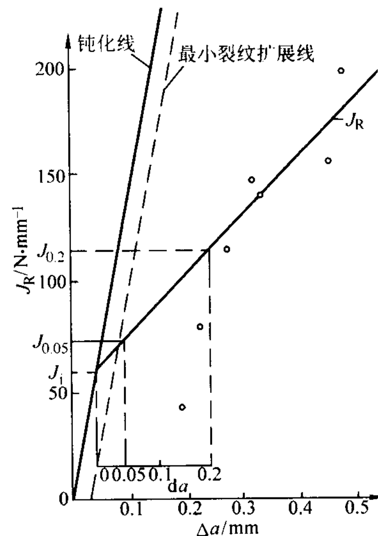


图 13.8-117 1Cr18Ni9Ti 钢 J_R 阻力曲线

8）抗氧化性能 1Cr18Ni9Ti 钢在湿空气和干空气中的抗高温氧化性能见表 13.8-304。在过热蒸汽中的抗氧化性能曲线如图 13.8-119 所示。

9）耐腐蚀性能 1Cr18Ni9Ti 钢的耐腐蚀性见表 13.8-305 和表 13.8-306。该钢按 GB 1223《不锈耐酸钢晶间腐蚀倾向试验方法》进行检验时，可以通过硫酸 + 硫酸铜 + 铜屑法（T 法）、硫酸 + 硫酸铜法（L 法）或 65% HNO_3 法（X 法）的晶间腐蚀检验。

10）摩擦磨损性能 试验条件：载荷 98 N，时间 1 h；润滑油为 20 号机油，20 滴/min；转速为 200 r/min。试验结果：摩擦系数 μ 为 0.026。

表 13.8-300 1Cr18Ni9Ti 钢的疲劳裂纹扩展速率

da/dN/10⁻⁵ mm·周⁻¹	5.83	10.14	14.95	11.00	6.895	3.665	1.204	
ΔK/MPa·m^1/2	15.54	16.29	17.15	17.17	17.08	17.24	17.88	
da/dN/10⁻⁵ mm·周⁻¹	2.115	4.048	4.357	7.620	11.14	9.949		
ΔK/MPa·m^1/2	18.29	18.78	19.35	19.85	21.24	22.16		
da/dN/10⁻⁵ mm·周⁻¹	16.16	16.87	13.93	14.15	11.17	0.503 5		
ΔK/MPa·m^1/2	15.42	15.90	15.88	16.28	16.98	18.11		
da/dN/10⁻⁵ mm·周⁻¹	3.687	2.959	3.018	3.905	5.222	6.593	8.544	8.355
ΔK/MPa·m^1/2	15.76	16.06	16.48	16.86	17.33	17.90	18.42	18.84
da/dN/10⁻⁵ mm·周⁻¹	8.171	9.168	9.529	11.65	12.01	16.93	18.66	28.05
ΔK/MPa·m^1/2	19.08	19.40	19.92	20.50	20.91	21.60	22.05	23.80
da/dN/10⁻⁵ mm·周⁻¹	31.97	39.26	35.25	52.74	65.65	78.13		
ΔK/MPa·m^1/2	23.87	25.27	24.33	26.00	26.57	28.53		

注：三试样数据处理后得

$da/dN = 6.453\ 5 \times 10^{-10}(\Delta K)^{4.03}$

$S_{y,max} = 0.374\ 2$

表 13.8-301 1Cr18Ni9Ti 钢的时效稳定性

试样状态	无负载保温 温度/℃	无负载保温 时间/h	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	δ %	ψ %	a_K /J·cm^{-2}
试样 A1150℃水冷 800℃10 h	未经长期时效		310	655	55.0	75.5	250
	500	10 000	300	695	56.0	70.0	190
	550	10 000	315	635	54.0	68.0	245
		20 000	300	635	54.0	71.0	295
	600	5 000	335	610	50.0	73.0	240
		10 000	310	640	59.6	67.5	295
	650		270	620	46.0	72.0	170
试样 B1 050℃空冷	未经长期时效		245	675	69.5	79.5	285
	550	3 000	275	601	60.5	71.5	175
		5 000					200
	600	3 000	295	620	61.5	70.5	190
		5 000					205
	650	3 000	275	615	57.5	70.0	185
		5 000					200

表 13.8-302 固溶后经时效处理的 1Cr18Ni9Ti 钢棒材的力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b MPa	σ_s MPa	δ %	ψ %
1 130 ~ 1 160℃水冷再经 800℃ × 10 h 或 700℃ × 20 h时效	20	642	304	55.0	75.5
	100	500	240	44.0	76.5
	200	456	201	38.0	70.0
	300	441	216	29.0	66.0
	400	446	216	26.5	64.0
	500	422	206	30.0	64.5
	550	446	177	40.5	61.0
	600	353	206	28.5	64.5
	650	348	191	30.0	68.3
	700	270	206	29.5	57.5

表 13.8-303 1Cr18Ni9Ti 钢不同温度长期时效后的冲击性能

热处理制度	时效温度/℃	时效时间/℃	a_{KU}/J·cm^{-2}
1 150℃，水冷 +800℃时效 10 h	未时效		245
	500	10 000	186
	550	10 000	240
		20 000	289
	600	5 000	235
		10 000	289
	650	10 000	167
1 150℃，空冷	未时效		279
	550	3 000	172
		5 000	196
	600	3 000	186
		5 000	201
	650	3 000	181
		5 000	196

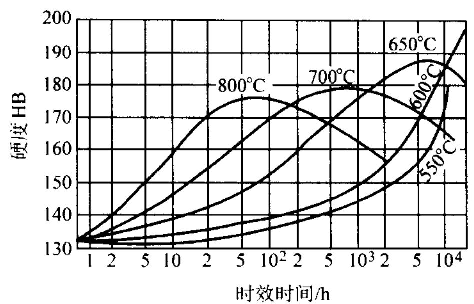


图 13.8-118 1Cr18Ni9Ti 钢硬度与时效时间的关系
（试样先经 1 150℃水淬）

表 13.8-304 1Cr18Ni9Ti 钢的抗氧化性能

试验温度/℃	试样	时间/h	24 h 增重/mg·cm^{-2}	介质
870	A	100	0.54	湿空气
980	B	100	> 3.5	湿空气
1 100	B	100	> 20	湿空气
870	A	100	0.16	干空气
980	B	100	0.69	干空气
1 100	B	100	0.94	干空气

试样化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	Ni	Cr
A	0.11	0.59	0.34	8.3	19.0
B	0.07	0.40	1.49	8.3	18.7

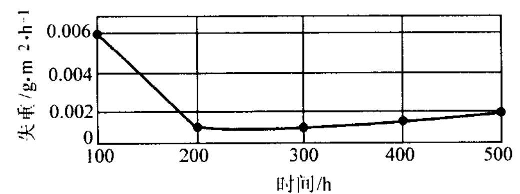


图 13.8-119 1Cr18Ni9Ti 钢在 600℃过热蒸气中的抗氧化性能曲线

表 13.8-305 1Cr18Ni9Ti 钢的耐腐蚀性

介质条件 介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀率/mm·a^{-1}
硝酸	10	60	0.002
	10	80	0.003
	10	沸腾	0.017
	30	60	0.002
	30	80	0.008
	30	沸腾	0.046
	60	20	0
	60	60	0.004
	60	80	0.045
	60	沸腾	0.240
	65	20	0.001
	65	60	0.008
	65	80	0.045
	65	沸腾	0.270
磷酸	10	沸腾	0.011
	30	沸腾	0.015
	50	沸腾	0.060
	70	沸腾	0.670
硫酸	20	25	0
	5	55	0
	5	55	0
饱和硫铵	加 2%硫酸	沸腾	2.0

续表 13.8-305

介质条件			腐蚀率/$mm \cdot a^{-1}$
介质	浓度/%	温度/℃	
草酸	5	80	1~3
	10	80	3~10
柠檬酸	10	80	0.1~1.0
	25	80	<1.0
醋酸	98	55	0.022
	98+1%甲酸	沸腾	0.10
	40+3%醋酸乙烯+2%甲醛	沸腾	0.83
	95+3%醋酸乙烯+2%甲醛	沸腾	0.11
硝酸钾	25	沸腾	0
氢氧化钠	25	沸腾	0.078
	25	60	0

表 13.8-306　1Cr18Ni9Ti 钢的耐均匀腐蚀性能

介质条件			时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	30	20	720	0.007
	50~66	20		0
	93	43		0.05
	95	37~55		0.03
	97	55		0.76
	99	55		1.25
	99.67	55		<10.0
硫酸	2	50	68	0.016
	2	100	42	30~65
	5	50	~20	3.0~4.5
	5	100~105	16~43	3.3~15
	80	20	120	0.46

续表 13.8-306

介质条件			时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
介质	浓度/%	温度/℃		
混合酸	H_2SO_4，78 HNO_3，0.5	20	360	0.003
	H_2SO_4，78 HNO_3，0.5	90	360	0.05
	H_2SO_4，78 HNO_3，1.0	20	360	0.001 8
	H_2SO_4，78 HNO_3，1.0	90	360	0.025 1
氢氧化钠	~12	100	48	0.004 4
	~35	100	143	0.008
硫	熔化的	130		<0.1
		445		<3.0
氯	干燥的	20		<0.1
		100		>10.0
氯化氢	干燥的	20~100		<1.0
		100~500		<10.0

1.12　0Cr18Ni11Ti（TP321H、12X18H12T、17248）

0Cr18Ni11Ti 钢是用钛稳定的铬镍奥氏体热强钢。该钢与1Cr18Ni9Ti钢相比含有较多的镍，因此奥氏体组织较为稳定，并具有较好的热强性和持久断裂塑性。

与该钢相类似的钢号有美国的TP321H、日本的SUS321TB和SUS321TP、前苏联的12X18H12T，以及前捷克斯洛伐克的17248钢等。

1.12.1　用途

用于耐腐蚀部件及高温焊接构件，例如大型锅炉过热器、再热器、蒸汽管道，石油化工的热交换器管及其他耐腐蚀部件、焊接构件。用于锅炉管子允许的抗氧化温度为705℃。

1.12.2　技术条件

0Cr18Ni11Ti 及其类似钢号的化学成分和力学性能见表13.8-307和表13.8-308。

表 13.8-307　0Cr18Ni11Ti 及其类似钢号的化学成分（质量分数）　%

技术条件	钢号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti
GB/T 1220—1984 GB/T 1221—1984	0Cr18Ni11Ti	≤0.08	≤1.00	≤200	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	9.00~13.00	≥5×C%
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr18Ni10Ti	≤0.08	≤1.00	≤200	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	9.00~12.00	≥5×C%
GB/T 14976—2002 GB/T 13296—1991	0Cr18Ni10Ti	≤0.08	≤1.00	≤200	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	8.00~12.00 9.00~12.00	≥5×C%
GB/T 1221—1975	1Cr18Ni12Ti	≤0.12	≤1.00	1.00~2.00	≤0.030	≤0.035	17.00~19.00	11.00~13.00	5(C%~0.02)~0.08
ASME SA213—92	TP321	≤0.08	≤0.75	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00~120.00	9.00~13.00	5×C%~0.60
ASMESA213—92 ASMESA376—89	TP321H	0.04~0.10	≤0.75	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00~20.00	9.00~13.00	4×C%~0.60
JIS G3463—88	SUS321TB	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00~19.00	9.00~13.00	5×C%~0.60
JIS G3459—88	SUS321TP								
ГОСТ 5632—72	12×18H12T	≤0.12	≤0.80	≤2.00	≤0.020	≤0.035	17.00~19.00	11.00~13.00	5×C%~0.70
ČSN41 7248—76	17248	≤0.10	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.045	17.00~19.00	9.50~12.00	5×C%~0.045

表 13.8-308 0Cr18Ni11Ti 及其类似钢号的力学性能

技术条件	钢 号	产品类型	热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB/T 1220—1984 GB/T 1221—1984	0Cr18Ni11Ti	钢棒	920 ~ 1 150℃快冷	206	520	40	50	≤187	≤90	≤200
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr18Ni10Ti	钢棒	920 ~ 1 150℃快冷	205	520	40	50	≤187	≤90	≤200
GB/T 14976—2002	0Cr18Ni10Ti	钢管	固溶（壁厚≤18 mm）	205	520	35				
GB/T 13296—1991	0Cr18Ni10Ti	钢管	固溶（壁厚≤13 mm）						<90	
GB/T 1221—1975	1Cr18Ni12Ti		1 100 ~ 1 150℃水冷	196	539	40	55			
ASME SA213—92	TP321	钢管	固溶	205	515	35			≤90	
ASME SA213—92 ASME SA376—89	TP321H TP321H	钢管 钢管	固溶	205 210	515 520	35 纵 35 横 25			≤90	
JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS321TB SUS321TP	钢管 钢管	固溶	205 205	520 520	35 35				
ČSN 417248—76	18248	钢管	固溶 壁厚≤26 mm	205	500 ~ 700	35				
		杆件	固溶 直径≤100 mm	205	500 ~ 750	40				
			固溶 直径 > 100 ~ 150 mm	195		35				
		板	固溶 厚≤50 mm	205	500 ~ 750	26				

1.12.3 工艺性能

1）热加工 该钢始锻温度 1 150 ~ 1 170℃，终锻温度大于 850℃。钢的导热性差，变形阻力大，锻轧前应均匀加热。宜用较大的锻压比，终锻温度也应控制得高些，以获得良好的性能。

2）冷加工 该钢冷变形能力非常好。由于钢的冷作硬化能力很强，当冷加工工序变形量大时，建议插入中间固溶处理。对锅炉钢管，冷成形后应进行（1 177 ± 28)℃至少保温 15 min 的固溶处理。

3）热处理 该钢一般在固溶状态使用。热处理装炉前应清除掉所有油膜、润滑脂及其他化合物。日本住友金属工业株式会社钢管制作所对冷拔锅炉钢管规定的固溶处理温度为 1 190 ~ 1 230℃，至少保温 2 ~ 6 min，水冷。美国燃烧工程公司规定锅炉用冷拔钢管在进行任何加工以前，应进行（1 177 ± 14)℃保温 15 ~ 30 min 的固溶处理；全部焊接和成形工序完成后应进行（1 121 ± 28)℃至少保温 15 min 的固溶处理。

钢的稳定化处理温度为 850 ~ 900℃。

1.12.4 性能

1）物理性能 该钢物理性能见表 13.8-309 和表 13.8-310。

表 13.8-309 0Cr18Ni11Ti 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.00					熔点/℃					1 398 ~ 1 427				
温度/℃	室温	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	204	197	192	186	181	178	172	167	163	158	154	149	143	139	134
切变模量 G/GPa		75.9	74.5	72.4	69.6	68.2	66.1	64.0	61.9	59.8	57.7	55.5	54.1	52.0	49.9

温度/℃	20	93	100	200	204	300	400	427	500	649	816	871
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	—	—	16.1	17.7	—	19.2	20.6	—	22.2	—	—	—
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	469	—	—	—	528	—	—	561	—	586	628	—
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m	0.73	—	—	—	0.86	—	—	1.00	—	1.13		1.23
线胀系数(与 20℃之间)a_l/10^{-6}K^{-1}	—	16.0	—	—	16.6	—	—	17.5	—	18.5	19.4	—

表 13.8-310 TP321H 钢不同温度下的物理性能

温度/℃	21	38	93	149	204	316	399	510	538	566	593	621	649	704
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.9	15.1	16.1	17.0	18.0	19.4	20.8	22.3	22.8	23.2	23.5	23.9	24.2	25.1
热扩散率 α/10^5 m^2·s^{-1}	0.39	0.39	0.40	0.41	0.42	0.45	0.47	0.49	0.50	0.51	0.51	0.52	0.52	0.54
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	15.23	15.39	15.82	16.20	16.54	17.15	17.57							

2）许用应力 GB 150 标准对 0Cr18Ni11Ti 钢规定的许用应力见表 13.8-311；美国 TP321H 钢的许用应力见表 13.8-312。

3）力学性能 0Cr18Ni11Ti 及其类似钢号的力学性能见

表 13.8-313 ~ 表 13.8-317 和图 13.8-120，冷加工量对 321 钢力学性能的影响见表 13.8-318。

表 13.8-311　0Cr18Ni10Ti 钢管的许用应力

技术条件	钢管壁厚/mm	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa										
		≤20	100	200	300	400	450	500	550	600	650	700
GB/T 14976—2002	≤18	137 137	137 114	130 96	114 85	108 80	105 78	103 76	83 74	44 44	25 25	13 13
GB 13296—1991	≤13	137 137	137 114	130 96	114 85	108 80	105 78	103 76	83 74	44 44	25 25	13 13

表 13.8-312　0Cr18Ni10Ti 钢许用应力（ASME 锅炉及压力容器规范，1980）

技术条件	σ_b（下限）/MPa	下列壁温（℃）下的许用应力/MPa																							
		-93 ~ 37.8	93	149	204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649	677	704	732	760	788	816
ASME SA—213		130	127	119	118	118	113	111	109	108	107	106	105	105	97	81	63	48	37	28	20	17	13	10	8
TP321H ASME SA—376 TP321H		130	110	98	89	83	79	77	76	75	74	74	73	73	72	70	61	48	37	28	20	17	13	10	8

表 13.8-313　0Cr18Ni10Ti 钢管的高温屈服强度

技术条件	在下列温度（℃）下的屈服强度/MPa										
	20	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
GB/T 14976—2002											111
GB 13296—1991（≤13 mm）	205	171	155	144	135	127	123	120	117	114	

4）持久强度与蠕变极限　美国 TP321H 等类似钢号的持久强度和蠕变极限试验曲线如图 13.8-121 ~ 图 13.8-124 所示；前苏联 12X18H12T 钢持久强度值及在 600℃下的试验曲线见表 13.8-319 和图 13.8-125。日本 SUS321TB 钢的持久强度见表 13.8-320。前捷克斯洛伐克 17248 钢的持久强度值见表 13.8-321。

5）抗松弛性能　12X18H12T 钢的抗松弛性能见表 13.8-322。

表 13.8-314　0Cr18Ni11Ti 及类似钢号的高温力学性能保证值（摘自 JIS G4311—1981）

温度/℃		室温	75	100	125	150	175	200	225	250	275	300	325	350	375	400	425
σ_s	MPa	206	168	162	157	152	147	143	140	136	133	130	128	125	123	121	120
σ_b		520	464	443	426	413	404	398	394	392	392	393	394	396	398	399	399
温度/℃		450	475	500	525	550	575	600	625	650	675	700	725	750	775	800	
σ_s	MPa	118	116	115	113	112	110	109	107	105	103	100	98	95	91	88	
σ_b		399	396	392	385	376	365	351	333	315	293	268	241	212	181	147	

表 13.8-315　0Cr18Ni11Ti 及类似钢号的高温力学性能

热处理制度	取样	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_K
			MPa		%		/J·cm^{-2}
1 050 ~ 1 100℃ 空冷	管形毛坯	20	315	644	64	74	314
		500	198	471	34	68	353
		600	205	412	37	69	336
		650	199	363	36	70	343
		700	176	307	36	70	354
	棒	20	226	586	66	74	299
		500	152	436	41	69	290
		600	138	383	38	70	285
		650	133	327	37	67	285
		700	129	279	38	70	284

表 13.8-316　TP321H 钢的高温屈服强度

温度/℃	20	93	149	204	260	316	343
σ_s/MPa	206.8	185.5	171.0	158.6	148.2	140.0	137.2
温度/℃	371	399	427	454	482	510	538
σ_s/MPa	133.8	131.7	129.6	128.2	126.9	125.5	124.1

表 13.8-317　321 钢的低温力学性能

试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	A_{KV}/J	
	MPa		%		艾氏试样	夏比 V 形缺口
20	206	603	63.8	77.4	157	216
0	288	776	64.2	75.0	157	203
-20	254	898	53.5	71.7	164	230
-50	243	1 038	47.6	70.0	164	214
-100	247	1 195	39.7	67.0	164	169
-140	247	1 331	36.9	67.7	164	144
-196	268	1 594	36.2	57.7	164	136

表 13.8-318　冷加工对 321 钢力学性能的影响

化学成分（质量分数）/%	冷加工量/%	σ_s	σ_b	δ/%
		MPa		
C 0.078　Mn 1.61　Cr 17.88 Ni 9.95　Ti 0.58	0	210	630	54
	10	490	700	44
	20	700	820	27
	30	840	960	12
	40	940	1 050	6
	50	1 000	1 130	4
	60	1 030	1 180	3

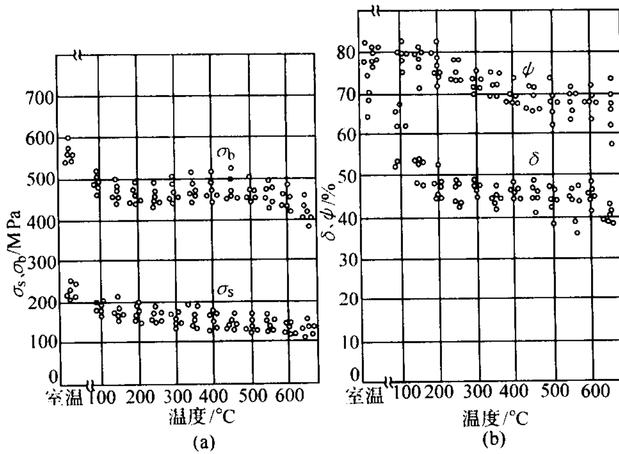


图 13.8-120　TP321H 钢力学性能与温度的关系

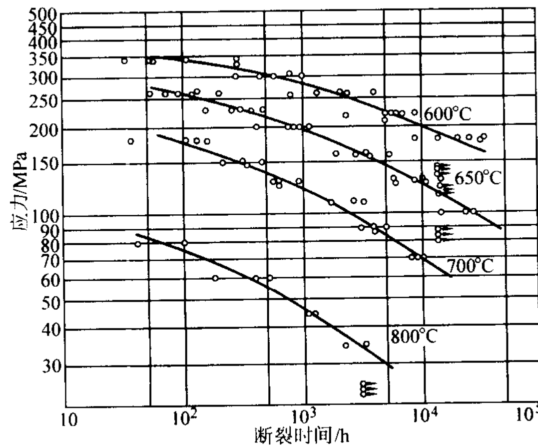


图 13.8-121　TP321H 钢持久强度曲线：断裂应力与时间的关系

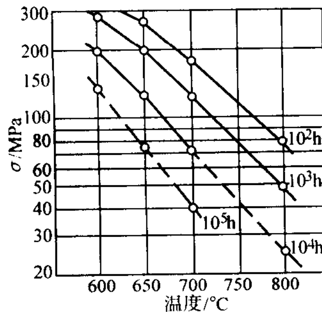


图 13.8-122　TP321H 钢持久强度曲线：断裂应力与温度的关系

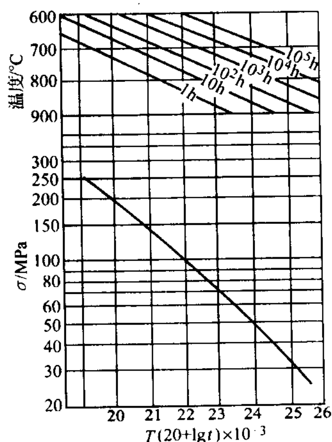


图 13.8-123　TP321H 钢持久强度参数图

T 的单位为 K，*t* 的单位为 h

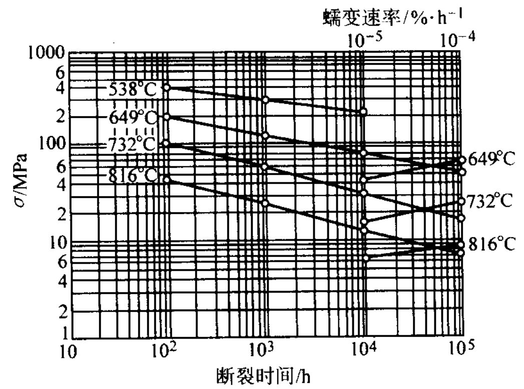


图 13.8-124　AISI321 钢持久强度和蠕变极限

表 13.8-319　12X18H12T 钢的持久强度

热处理制度	试验温度/℃	σ_{10^4}	σ_{10^5}
		MPa	
1 050 ~ 1 100℃空冷	600	170	135
	650	105	75

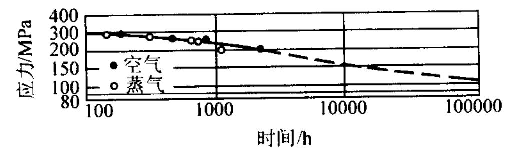


图 13.8-125　1X18H12T 钢 600℃时在空气和蒸汽中的持久强度

（热处理制度：1 050 ~ 1 100℃空冷）

表 13.8-320　日本 SUS321TB 钢的持久强度

试验温度/℃	600	650	700	800
σ_{10^3}/MPa	274	191	121	46
σ_{10^4}/MPa	194	123	69	(25)
σ_{10^3}/MPa	(132)	(72)	(38)	
σ_{10^4}/MPa				

表 13.8-321　前捷克斯洛伐克 17248 钢的持久强度

（ČSN41 7248—76）　MPa

温度/℃	570	580	590	600	610	620	630	640	650	660	670	680	690	700
σ_{10^4}	185	170	156	142	130	120	110	101	92	82	74	65	57	48
$\sigma_{3\times10^4}$	154	141	128	118	107	98	88	79	71	61	53	46	40	34
$\sigma_{5\times10^4}$	139	127	117	107	97	87	77	69	60	52	44	37	32	27
σ_{10^5}	123	112	102	92	82	74	64	55	47	40	36	31	27	23
$\sigma_{1.5\times10^5}$	112	107	93	83	73	64	55	47	41	35	30			
$\sigma_{2\times10^5}$	106	96	86	76	67	58	50	43	37	32	27			
$\sigma_{2.5\times10^5}$	101	92	81	72	62	54	46	40	34	29				

表 13.8-322　12X18H12T 钢的抗松弛性

试验温度/℃	初应力 σ_0	1 000 h 剩余应力
	MPa	
550	50	33
	70	48
	100	73

续表 13.8-322

试验温度/℃	初应力 σ_0	1 000 h 剩余应力
	MPa	
600	50 70 100	28 43 64
650	50 70 100	16 25 31

6）组织稳定性　12X18H12T 钢在不同温度长期时效后的力学性能见表 13.8-323。

表 13.8-323　12X18H12T 钢时效后的力学性能

热处理制度	时效温度/℃	时效时间/h	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	a_K /J·cm^{-2}
			MPa		%		
1 050～1 100℃ 空冷	时效前		598	230	65.7	73.7	305
	600	3 000	594	238	60.4	65.3	213
		5 000	668	287	64.0	52.4	214
	650	3 000	603	248	61.2	58.3	221
		5 000	600	249	60.3	69.1	202
	700	3 000	590	226	58.0	64.6	215
		5 000	580	223	58.2	68.2	226
	750	1 000	592	219	67.4	69.5	231
		3 000	589	250	57.8	64.6	235

7）抗氧化性能　12X18H12T 钢在不同气氛中的氧化参数如图 13.8-126～图 13.8-131 所示。

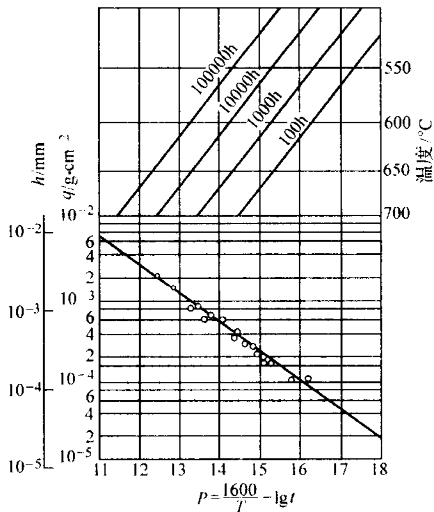


图 13.8-126　12X18H12T 钢在空气中的氧化参数图
（在 580℃、650℃和 700℃试验持续时间为 10 000 h）
T 单位为 K，t 单位为 h

1.13　1Cr19Ni9（0Cr19Ni9、TP304H）

1Cr19Ni9 和 0Cr19Ni9 都是奥氏体不锈热强钢。它们都具有良好的弯管、焊接工艺性能、高的持久强度、良好的耐腐蚀性能和组织稳定性，冷弯性能力非常高。1Cr19Ni9 钢已列入我国锅炉、热交换器用不锈钢无缝钢管标准 G13296—91 中，该钢的使用温度最高可达 650℃，抗氧化温度最高可达到 850℃。

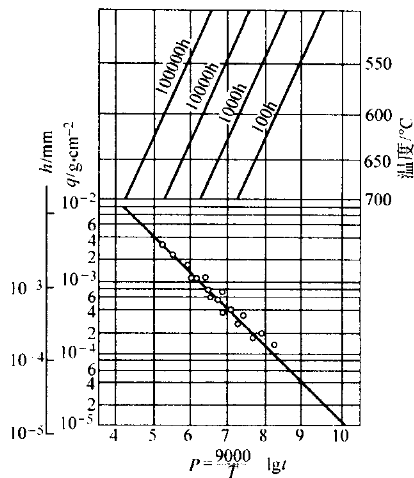


图 13.8-127　12X18H12T 钢在水蒸气中的氧化参数图
（在 580℃、650℃和 700℃试验持续时间为 10 000 h）
T 单位为 K，t 单位为 h

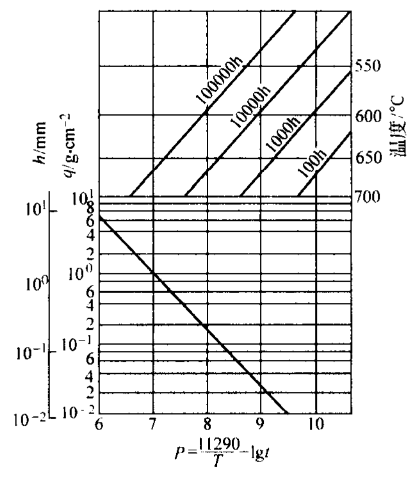


图 13.8-128　12X18H12T 钢在无烟煤粉的燃烧产物中的氧化参数图
（在 580℃、620℃、650℃和 700℃实验室试验持续时间为 5 000 h，运行试验持续时间为 69 000 h）
T 单位为 K，t 单位为 h

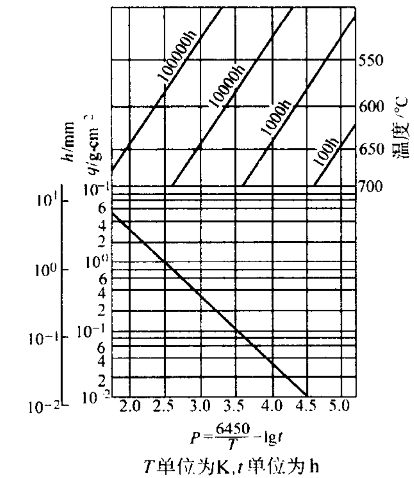


图 13.8-129　12X18H12T 钢在 100 号高硫重油的燃烧产物中的氧化参数图
（在 580℃、620℃、650℃和 700℃实验室试验持续时间为 5 000 h，运行试验持续时间为 104 100 h）
T 单位为 K，t 单位为 h

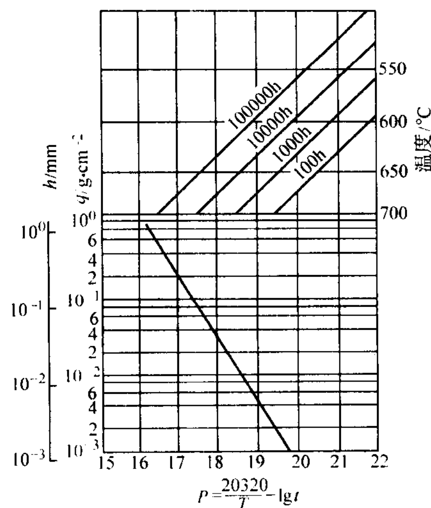


图 13.8-130 12X18H12T 钢在天然气的燃烧产物中的氧化参数图
（在580℃、620℃、650℃和700℃实验室试验持续时间为5 000 h，运行试验持续时间为33 000 h）
T 单位为 K，t 单位为 h

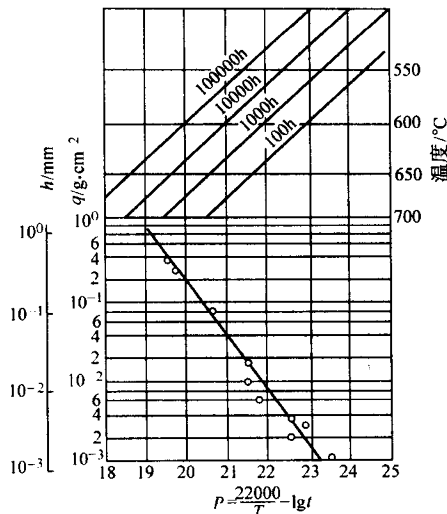


图 13.8-131 12X18H12T 钢在含质量分数为 26% V_2O_5 和 54% Na_2SO_4 的气-油锅炉的灰烬中的氧化参数图
（在540℃、580℃、620℃、660℃和700℃试验持续时间为1 000 h）
T 单位为 K，t 单位为 h

与1Cr19Ni9和0Cr19Ni9钢相类似的钢号主要有美国的TP304、TP304H，日本的SUS304TB、SUS304TP等。

1.13.1 用途

该钢用于制造大型机组锅炉过热器、再热器、蒸汽管道和石油化工的热交换器管及其他耐腐蚀零件。用于锅炉管子允许的抗氧化温度为705℃。

1.13.2 技术条件

1Cr19Ni9及其类似钢号的化学成分和力学性能见表13.8-324和表13.8-325。

表 13.8-324 1Cr19Ni9 钢的化学成分（质量分数） %

国别	技术条件	钢号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
中国	GB 5310—1995 GB 13296—1991	1Cr19Ni9	0.04~0.10	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00~11.00	18.00~20.00
	GB/T 1221—1992 GB/T 1220—1992	0Cr19Ni9	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00~10.50	18.00~20.00
美国	ASME SA213—92	TP304	≤0.08	≤0.75	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00~11.00	18.00~20.00
	ASTM A213—92 ASME SA376—89	TP304H	0.04~0.10	≤0.75	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00~11.00	18.00~20.00
日本	JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS304 TB SUS 304 TP	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00~11.00	18.00~20.00
	JIS G4303—81 JIS G4311—81	SUS304 SUS304	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00~10.50	18.00~20.00

表 13.8-325 1Cr19Ni9 钢的力学性能

技术条件	钢号	产品型式	热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB 5310—1995	1Cr19Ni9	钢管	≥1 040℃固熔	206	520	35				
GB 13296—1991	1Cr19Ni9	钢管	1 010~1 150℃固溶	205	520	35				
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr19Ni9	钢棒	1 010~1 150℃固溶、快冷	206	520	40	60	≤187	≤90	≤200
ASME SA213—92 ASTM A213—92 ASME SA376—89	TP304 TP304H	钢管	1 040℃固溶、快冷 1 050℃固溶、快冷 >1 040℃固溶、快冷	205 205 210	515 515 520	35 35 纵向35 横向25		≤192	≤90	≤200
JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS 304TB SUS 304TP	钢管	>1 040℃固溶、快冷	205	520	35				
JIS G4303—81 JIS G4311—81	SUS 304	钢棒	1 010~1 150℃ 固溶、快冷	206	520	40	60	≤187	≤90	≤200

1.13.3 工艺性能

1）热加工　该钢的始锻温度为 1 130 ~ 1 180℃，终锻温度大于 850℃，锻后空冷。由于奥氏体钢的导热性差，应均匀加热，宜选用较大的压下量和较高的终锻温度。

2）冷加工　该钢冷变形能力、深冲性能优越。由于钢的冷作硬化能力很强，当冷加工工序变形量很大时，建议插入中间固溶热处理。对锅炉钢管，冷成形后应进行（1 066 ± 28）℃、至少保温 30 min 的固溶处理。

3）热处理　该钢在固溶状态下使用。热处理装炉前应清除掉所有油膜、润滑脂及其他化合物，以杜绝增碳现象。我国 GB 5310—1995 标准对锅炉钢管规定的固溶处理温度为 ≥1 040℃，GB/T 13296—1991、GB/T 1220—1992、GB/T 1221—1992 标准规定的固溶处理温度为 1 010 ~ 1 150℃。日本住友金属工业株式会社钢管制作所对冷拔锅炉钢管规定的固溶处理温度为1 120 ~ 1 165℃，至少应进行（1 066 ± 14）℃保温 15 ~ 30 min 的固溶处理；全部焊接和成形工序完成后，至少应进行(1 066 ± 28)℃保温 15 min 的固溶处理。

4）焊接　该钢的焊接性能很好，可以用各种方法，例如自动氩弧焊（GTAA）、熔化极气体保护焊（GMAA）、手工氩弧焊（GTA）以及手工电弧焊（SMA）等焊接。手工焊可采用奥 102、奥 107、奥 137 或美国牌号 E308-15 等焊条；氩弧焊焊丝采用 H0Cr19Ni9。焊后进行固溶处理能提高接头的热强性及抗晶间腐蚀的能力。1Cr19Ni9 同种钢焊接时采用的部分焊条、焊丝及焊缝金属的化学成分见表 13.8-326。

1.13.4 性能

1）物理性能　该钢的物理性能见表 13.8-327 和表 13.8-328。

表 13.8-326　1Cr19Ni9 钢焊条、焊丝、焊缝金属化学成分（质量分数）　%

元素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Ti	S	P
奥 137 焊条	≤0.08	≤1.0	≤2.50	18.00 ~ 21.00	8.00 ~ 11.0	0.8 ~ 1.0			
18 - 8Ti 焊丝	0.09	0.655	1.33	18.32	9.7		0.565	0.007	0.023
同钢种焊缝	0.06	0.45	2.03	19.64	9.2	0.60	0.03	0.008	0.024
E308 - 15 焊缝金属	≤0.08	≤0.90	0.50 ~ 2.50	18.00 ~ 21.00	9.0 ~ 11.0	Mo ≤0.75	Cu ≤0.75	≤0.030	≤0.040

表 13.8-327　0Cr19Ni9 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.00							熔点/℃				1 398 ~ 1 454			
温度/℃	室温	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	204	197	197	187	183	180	174	169	163	158	153	148	143	136	127
切变模量 G/GPa		78.0	75.9	73.8	71.7	69.6	68.2	66.8	64.7	62.6	60.5	58.4	56.2	54.1	52.0

线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	20 ~ 93	20 ~ 204	20 ~ 427	20 ~ 649	20 ~ 704
	17.2	17.6	18.2	18.8	18.9

温度/℃	10	20	93	204	427	649	704	871
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		13.8	14.7	16.7	20.9	24.7	25.5	
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	394			440	490	519		540
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m		0.72		0.86	1.10	1.14		1.24

表 13.8-328　1Cr19Ni9 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.86			熔点/℃				1 400 ~ 1 480			
温度/℃	室温	100	200	300	400	500	550	600	650	700	750
弹性模量 E/GPa	197	193	185	178	169	161	157	154	149	145	—
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	12.1	12.6	13.0	13.8	14.7	16.3	—	18.4	—	20.1	—
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	0.73	0.88	—	—	—	—	—	—	—	—	—
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m	502	500	—	—	—	—	—	—	—	—	—
线胀系数(与 20℃之间)α_l/10^{-6}K^{-1}	—	17.1	17.4	17.8	18.3	18.8	18.9	—	19.2	—	19.6

2）许用应力　GB 150 标准准规定的 0Cr19Ni9 钢钢板及用做螺栓钢材的许用应力见表 13.8-329。ASME 锅炉及压力容器规范规定的 TP304H 钢的许用应力见表 13.8-330。

表 13.8-329　GB 150 规定的 0Cr19Ni9 钢的许用应力

产品类型	规格/mm	$\sigma_s^{20℃}$/MPa	$\sigma_b^{20℃}$/MPa	在下列温度(℃)下的许用应力/MPa								
				≤20	100	150	200	250	300	350	400	425
钢板	厚度 2 ~ 60（固溶）			137	137	137	130	122	114	111	107	105
				137	114	103	96	90	85	82	79	78

续表 13.8-329

产品类型	规格/mm	$\sigma_s^{20℃}$/MPa	$\sigma_b^{20℃}$/MPa	在下列温度(℃)下的许用应力/MPa								
				≤20	100	150	200	250	300	350	400	425
螺栓	< M24	206	520	129	107	97	90	84	79	77	74	
	M24 ~ M48			137	114	103	96	90	85	82	79	

产品类型	规格/mm	$\sigma_s^{20℃}$/MPa	$\sigma_b^{20℃}$/MPa	在下列温度(℃)下的许用应力/MPa								
				450	475	500	525	550	575	600	625	650
钢板	厚度 2 ~ 60 (固溶)			103	101	100	98	91	79	64	52	42
				76	75	74	73	71	67	62	52	42
螺栓	< M24	206	520	71		69	68	66	63	58	52	42
	M24 ~ M48			76		74	73	71	67	62	52	42

表 13.8-330　TP304H 钢的许用应力(ASME 锅炉及压力容器规范,1986)

技术条件	σ_b(下限)/MPa	下列壁温（℃）下的许用应力/MPa											
		−29 ~ 37.8	93	149	204	260	316	343	371	399	427	454	482
SA − 213 TP304H SA − 376 TP304H	517	130	123	114	112	110	110	110	110	108	105	103	101
		130	108	97	90	84	79	78	77	74	73	72	70

技术条件	σ_b(下限)/MPa	下列壁温（℃）下的许用应力/MPa											
		510	538	566	593	621	649	677	704	732	760	788	816
SA − 213 TP304H SA − 376 TP304H	517	99	95	84	68	53	42	32	26	20	16	12	10
		69	68	66	61	53	42	32	26	20	16	12	10

3）力学性能　1Cr19Ni9 及其类似钢号的力学性能如下。

① 室温力学性能见表 13.8-331 和表 13.8-332。

表 13.8-331　1Cr19Ni9 钢的室温力学性能

材料来源	试料尺寸/mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	HB	A_{KV}/J
			MPa		%			
国产材料	ϕ20	1 065℃，20 min，水淬	262	619	48	69	175	180
		1 150℃，5 min，水淬	252	593	57	70	172	131
		1 040 ~ 1 060℃，水淬	275	633	65	72		
		1 090 ~ 1 110℃，水淬	255	603	56	75		
		1 140 ~ 1 160℃，水淬	262	610	60	76		
	ϕ60 × 7	供货状		720	39	—		
		供货 + 1 065℃，水淬		657	46	—		
	ϕ63 × 4	1 150℃，5 min 水淬	258	637	59	62		
		供货状	—	735	60	—		
		供货 + 1 065℃，水淬	—	652	44	—		
		1 065℃，20 min，水淬	265	627	59	70		
日本进口钢管	ϕ57 × 4	固溶处理	344	592	62		84 ~ 96	
	ϕ63 × 4		364	598	63		81 ~ 39	
	ϕ57 × 7		360	599	63		82 ~ 85	
	ϕ51 × 9		372	604	59			
	ϕ60 × 4		335	608	53			
	ϕ51 × 6		372	628	64			
	ϕ60 × 7.5		375	617	63			

表 13.8-332　1Cr19Ni9 钢的室温力学性能

规格/mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J	HB
		MPa		%			
ϕ63 × 4	950℃保温 30 min 水冷	431 382	716 696	45 50		163 163 162	191 193

续表 13.8-332

规格/mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J	HB
		MPa		%			
ϕ20 棒	1 065℃保温 20 min 水冷	264 259	623 616	47 48	66 71	294 294 183	174 175
ϕ63 × 4	1 065℃保温 20 min 水冷	250 279	628 628	61 58	73 66		169 174
ϕ20 棒	1 150℃保温 5 min 水冷	244 259	579 607	60 54	71 69	294 294 187	
ϕ63 × 4	1 150℃保温 5 min 水冷	245 270	633 642	60 57	66 59		

② 高温力学性能见表 13.8-333 ~ 表 13.8-337 和图 13.8-132。

③ 0Cr19Ni9 钢的低温力学性能见表 13.8-338。

④ 冷加工对力学性能的影响见表 13.8-339。

表 13.8-333　1Cr19Ni9 钢的高温力学性能

热处理制度	600℃				650℃				700℃			
	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
	MPa		%		MPa		%		MPa		%	
1 065 ~ 1 075℃保温 20 min 水冷	147 137	392 363	40 43	73 73	147 137	352 372	42 41	64 71	147 157	304 314	50 46	80 79
1 150℃保温 5 min 水冷	146 112	429 387	39 43	62 68	125 137	346 380	49 41	74 64	137 137	322 330	49 46	71 65

表 13.8-334 1Cr19Ni9 钢高温力学性能保证值（摘自 JIS G4133—81）

性能		在下列温度（℃）的强度值															
		室温	75	100	125	150	175	200	225	250	275	300	325	350	375	400	425
σ_s	MPa	206	162	154	147	140	135	129	125	121	118	115	112	110	108	106	104
σ_b		520	471	447	428	415	406	400	398	396	397	397	398	399	398	397	394
性能		在下列温度（℃）的强度值															
		450	475	500	525	550	575	600	625	650	675	700	725	750	775	800	
σ_s	MPa	103	101	100	98	97	95	93	90	87	84	81	76	72	66	60	
σ_b		388	381	371	360	346	330	311	290	268	243	218	191	164	136	109	

注：板厚≤25 mm，钢棒≤ϕ25 mm，管壁≤20 mm。

表 13.8-335 1Cr19Ni 钢的高温力学性能

试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
	MPa		%	
600	129	408	41	65
620	142	378	42	73
650	137	363	49	68
700	145	318	48	74

表 13.8-336 TP304 钢的高温屈服强度

试验温度/℃	20	93	149	204	260	316	343
σ_s/MPa	206.8	172.4	155.1	142.7	133.8	125.5	123.4
试验温度/℃	371	399	427	454	482	510	538
σ_s/MPa	122.0	119.3	115.8	113.8	111.7	109.6	107.2

表 13.8-337 1Cr19Ni9 钢的高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
1 093℃固溶处理	室温	210	568	61.5	70.0
	399	110	414	46.0	69.0
	482	100	386	45.0	69.0
	538	96	366	44.0	70.0
	593	82	334	39.0	58.0
	649	75	296	37.0	44.0
	704	75	241	35.0	36.0
	760	73	186	31.0	28.0
	816	69	141	30.6	28.0

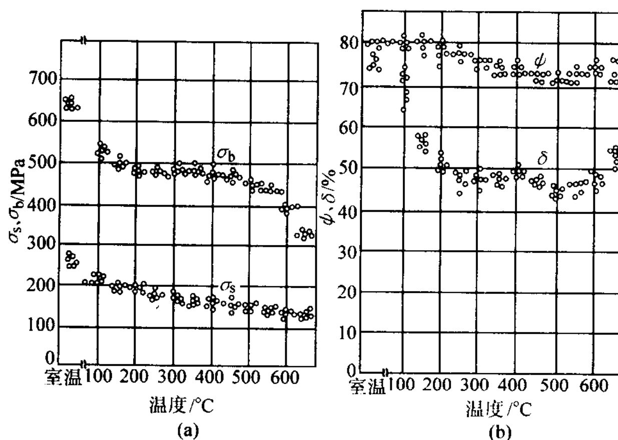


图 13.8-132 TP304H 钢力学性能与温度的关系

表 13.8-338 1Cr19Ni9 钢的低温力学性能

试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	A_{KV}/J	
	MPa		%		艾氏试样	夏比 V 形缺口
20	230	630	70.8	77.4	157	222
0	274	903	64.7	75.0	162	208
-20	245	996	55.9	67.0	164	198
-50	241	1 123	50.1	71.0	164	198
-100	227	1 307	42.9	69.0	164	172
-140	252	1 395	41.2	68.0	164	164
-196	236	1 641	38.2	67.0	164	172

表 13.8-339 冷加工对 1Cr19Ni9 钢力学性能的影响

试验钢化学成分（质量分数）/%	冷加工量/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%
		MPa		
C 0.056, Mn 0.87, Si 0.43, Cr 18.60, Ni 10.25	0	253	605	53
	10	464	696	37
	20	682	802	24
	30	844	921	16
	40	956	1 026	13
	50	1 025	1 118	10
	60	1 069	1 174	6

⑤ 1Cr19Ni9 钢母材与同种钢及异种钢焊接接头的力学性能见表 13.8-340 和表 13.8-341。

表 13.8-340 1Cr19Ni9 钢母材与同种钢接头室温力学性能

类型	板厚/mm	坡口形式	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	断裂位置	A_{KV}/J
			MPa		%			
母材	30		271	568	52	77		>294
同钢种接头	30	V	311	588			焊质外热影响区	
	15	V	332	562				

4）持久强度和蠕变极限 1Cr19Ni9 及其类似钢号的持久强度和蠕变极限如下。

① GB 5310—85 标准推荐的 1Cr19Ni9 钢的持久强度见表 13.8-342，持久强度试验数据以及持久强度的计算值（L-M 参数法）见表 13.8-343 和表 13.8-344。

② 美国 TP304H 钢的持久强度曲线如图 13.8-133～图 13.8-136 所示。

③ 日本 SUS304H 钢的持久强度试验结果见表 13.8-345。

④ 1Cr19Ni9 钢焊接接头的持久强度见表 13.8-346 和表 13.8-347。

5）组织稳定性 1Cr19Ni9 钢经高温长时间时效后的冲击吸收功和力学性能的变化见表 13.8-348 和表 13.8-349；焊接接头影响区的时效冲击值见表 13.8-350。

表 13.8-341　1Cr19Ni9 钢与异种钢焊接后的力学性能

基本金属	焊接方法	焊接材料	热处理制度	σ_b/MPa
1Cr19Ni9 + 15CrMo	GTA	Inconel 82	680℃ × 1 h 690℃ × 1 h	510 533
	GTAA	Inconle 82	690℃ × 1 h	522
	GTA/SMA	Incone182/Inconel182	690℃ × 1 h	519
	GMAA	Inconel 182	690℃ × 1 h	540
1Cr19Ni9 + 12Cr1MoV	GMTT	Inconel 182	焊态 650℃ × 40 min 740℃ × 40 min	543 522 527
1Cr19Ni9 + 12Cr2MoWVTiB	GTA	InConel 82	680℃ × 1 h 770℃ × 1 h 焊态 740℃ × 40 min 770℃ × 40 min	647 576 614 702 693
	GMAA	NiCr20Mn5	770℃ × 1.5 h	572
1Cr19Ni9 + 12Cr1MoV	SMA	奥 312 热 317	730℃ × 1.5 h	515 537

表 13.8-342　1Cr19Ni9 钢的持久强度
（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	538	566	593	621	649	677	704	732	766
σ_{10^5}/MPa	101	98	92	79	63	48	38	29	23

表 13.8-343　1Cr19Ni9 钢的等温线外推持久强度

试验温度 /℃	应力 σ/MPa	断裂时间 /h	δ	ψ	持久强度/MPa	
			%		σ_{10^4}	σ_{10^5}
600	294	48	23	27	200	167
	285	90	31	69		
	275	669	16	45		
	265	291	38	66		
	255	1 808	18	46		
	245	600	37	66		
	235	1 260	18	22		
	226	1 858	46	66		
	216	2 673	16	30		
	206	5 600	34	59		
	196	5 185	11	24		
	152	10 046				
	137	9 707				
650	177	353	19		93	63
	147	463	18			
	128	1 664	11			
	108	4 997	4.6			
	98	6 800	8.8			
700	128	82.7			62	43
	108	414				
	98	664.3				
	88	1 556.3				
	78	2 489.3				
	74	4 184　2 834.6				
	69	5 076				
	64	9 178　8 112				
	59	8 796				

表 13.8-344　1Cr19Ni9 钢持久强度计算值（L-M 参数法）

温度/℃		600	610	620	630	640	650	660	670	680	690	700
σ_{10^4}	MPa	170	150	132	116	103	93	85	79	94	69	66
σ_{10^5}		106	95	87	80	74	70	66	62	59	57	54

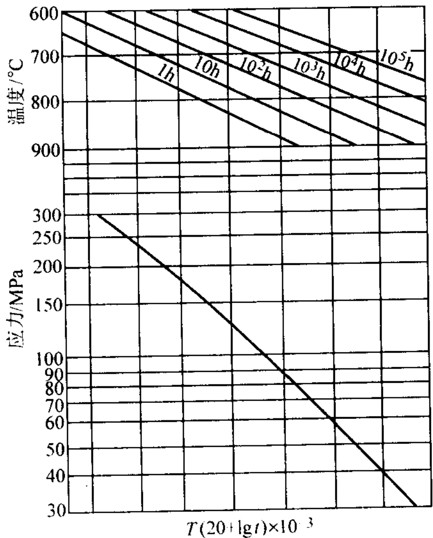


图 13.8-133　TP304H 钢持久强度参数图
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

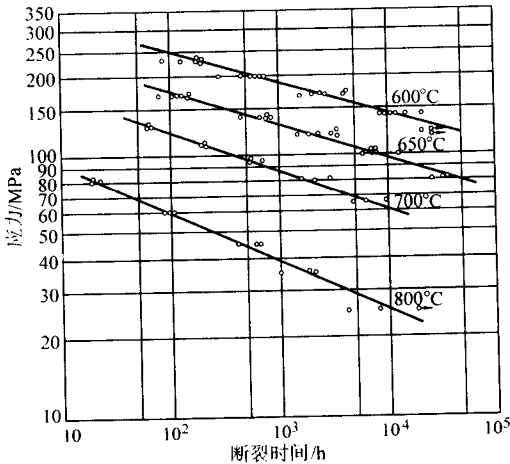


图 13.8-134　TP304H 钢持久强度曲线：断裂应力与时间的关系

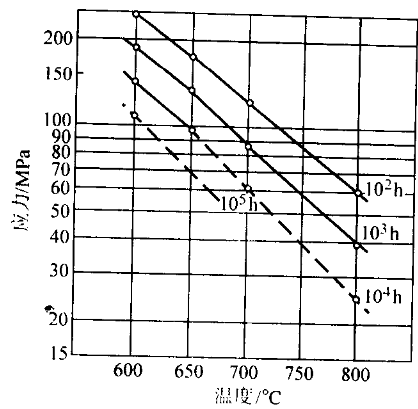


图 13.8-135　TP304H 钢持久强度曲线：断裂应力与温度的关系

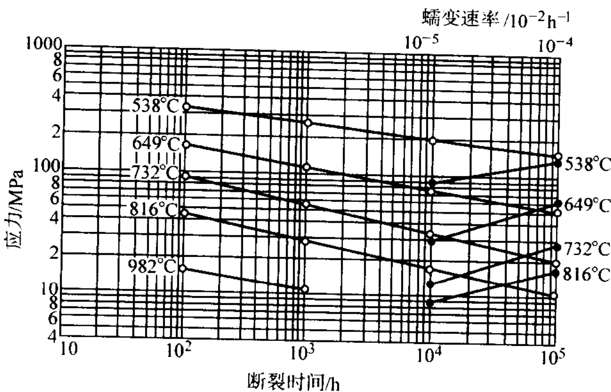


图 13.8-136　AISI 304 钢持久强度和蠕变极限

6）耐腐蚀性能　在冷磷酸、硝酸及其他无机酸、许多盐及碱的溶液，有机酸，海水，蒸汽，湿空气，以及一系列石油产品中，耐蚀性高。对硫酸、氢氟酸、氯、溴、碘、浓度大于50%～60%的热磷酸、沸腾的蚁酸及草酸、工业铬酸、熔融的苛性钾及碳酸钠等，化学稳定性差。

1Cr19Ni9 钢在油灰及煤灰和空气中的耐腐蚀性能见表13.8-351。

7）抗氧化性能　1Cr19Ni9 钢的抗氧化性能见表 13.8-352。

表 13.8-345　日本 SUS304H 钢的持久强度试验结果

试验温度/℃	σ_{10^3}/MPa	σ_{10^4}/MPa	σ_{10^5}/MPa
600	184	139	(107)
650	130	95	(69)
700	85	(60)	
800	38	(25)	

注：括号内为外推值。

表 13.8-346　1Cr19Ni9 钢异种钢焊接接头的持久强度

焊接接头	焊接方法	焊接材料	试样状态	试验温度/℃	σ/MPa	断裂时间	断口位置	持久强度 σ_{10^5}/MPa
1Cr19Ni9 + 12Cr2MoWVTiB	GTAA	Inconel 182	770℃回火	600	186 161 147 123	202 447 784 2 048	12Cr2MoVWTiB 熔合线	73
					103	(1 108)	12Cr2MoWVTiB 母材有缺陷	
					98	5 890	12Cr2MoWVTiB 熔合线	
1Cr19Ni9 + 12Cr2MoWVTiB	GTAA	Inconel 182	740℃回火	600	186	87.5	12Cr2MoWVTiB 热影响区	68
					176 167 157 137 123 98	371.5 418.5 705 1 477.5 2 191.5 5 793.5	12Cr2MoWVTiB 熔合线	
	GMAA	NiCr20Mn5	770℃回火	600	157 147 137	113 240 741	12Cr2MoWVTiB 熔合线	75
					118 98	>2 500 >5 700	试验中	
1Cr19Ni9 + 12Cr1MoV	SMA	A312	730℃回火	580	157 147	144 276	12Cr1MoV 母材 12Cr1MoV 熔合线	42
					137 118 98	452 906 1 241	12Cr2MoV 熔合线	
	SMA	热 317	730℃	580℃	98 98 98	360 360 349	12Cr2MoV 熔合线	

表 13.8-347 1Cr19Ni9 钢同钢种对焊焊接接头的持久强度

试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	断口位置	持久强度 σ_{10^5}/MPa
650	157	149	母材	58
	137	294		
	128	585		
	108	1 623		
	88	试验中	未	

表 13.8-348 1Cr19Ni9 钢时效稳定性

试验温度/℃	在下列时间（h）时效后的 A_{KV}/J										备注
	0	100	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000	7 000	1 000	
650	118	78	62	64	65			63	67	61	住友料，母材
700	118			60	56	60		62			
650	225			104	107	103	98	107			北京钢铁研究总院料，焊接接头
700	225			120	117						

表 13.8-349 1Cr19Ni9 钢时效后的室温力学性能

时效温度/℃	时效时间/h	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/J·cm^{-2}	A_{KV}/J
		MPa		%			
650	0	275	633	55	72	363	118
	1 000	286	656	45	60	188	64
	2 000	348	654	46	61	176	65
	3 000	310	654	48	62	175	—
	4 000	287	655	45	65	182	—
	5 000	296	659	46	64	180	63
650	7 000	—	—	—	—	—	67
	10 000	—	—	—	—	—	61
700	0	—	—	—	—	—	118
	1 000	—	—	—	—	—	60
	2 000	—	—	—	—	—	56
	3 000	—	—	—	—	—	60
	5 000	—	—	—	—	—	63

表 13.8-350 1Cr19Ni9 同钢种焊接热影响区的时效冲击吸收功

冲击吸收功/J（时效时间/h；时效温度/℃）	0	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000
650	225	104	107	103	98	107
700	225	120	117	—	—	—

表 13.8-351 1Cr19Ni9 钢的耐腐蚀性能

（单位面积失重量） mg·cm^{-2}

介质成分	650℃，500 h	700℃，100 h	700℃，500 h
油灰：80% V_2O_5 + 20% Na_2SO_4	170.98	138.27	291.71
煤灰：41% K_2SO_4 + 34% Na_2SO_4 + 25% Fe_2O_3	50.93	61.14	67.62
空气			1.80

表 13.8-352 1Cr19Ni9 钢的抗氧化性

试验温度/℃	583	677	760	815	954
保温 1 000 h 每 645 mm^2 表面的失重/g	0.00	0.01	0.04	0.03	0.19

1.14 1Cr19Ni11Nb（0Cr18Ni11Nb、TP347、SUS347 TЪOX18H12Ъ）

1Cr19Ni11Nb 钢是用铌稳定的铬镍奥氏体热强钢，具有较高的热强性和抗晶间腐蚀性能，在碱和很多酸中、在海水中都有很好的耐腐蚀性，抗氧化性能好，是目前用于制造大型机组锅炉受热面管子的热强不锈钢。该钢还具有良好的弯管和焊接性能，好的组织稳定性。该钢已列入我国高压锅炉用无缝钢管标准中。与之相类似的钢号有美国的 TP347、TP347H、日本的 SUS347TB 和 SUS347TP，以及前苏联的 OX18H12Ъ。

1.14.1 用途

该钢用于大型锅炉过热器、再热器、蒸汽管道和石油化工的热交换器及其他耐热耐蚀零部件，最高使用温度为 650℃，允许用于锅炉管子的抗氧化温度为 705℃。

1.14.2 技术条件

1Cr19Ni11Nb 及其类似钢号的化学成分和力学性能见表 13.8-353 和表 13.8-354。

1.14.3 工艺性能

1）热加工 该钢的始锻温度为 1 150 ~ 1 200℃，终锻温度大于 900℃。钢的导热性差，变形阻力大，锻轧前应均匀加热，宜用较大的压下量，终锻温度也应控制得高些，以获得良好的性能和减少形成裂纹的可能。

2）冷加工 钢的冷变形能力非常好，可以进行冷轧、冷拔、弯曲、卷边、折叠和深冲等冷作成形工艺。极限拉伸系数 2.08，工作拉伸系数 1.8 ~ 1.9。由于钢的冷作硬化能力很强，当冷加工工序变形量大时，建议插入中间固溶处理。对锅炉钢管，冷成形后应进行（1 177 ± 28）℃至少保温 30 min的固溶处理。

表 13.8-353 1Cr19Ni11Nb 及类似钢号的化学成分（质量分数） %

技术条件	钢 号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Nb
GB/T 13296—1991 GB 5310—1995	1Cr19Ni11Nb	0.040 ~ 1.00	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.030	17.00 ~ 20.00	9.00 ~ 13.00	Nb + Ta≥8 × C% − 1.00
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr18Ni11Nb	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.035	17.00 ~ 19.00	9.00 ~ 13.00	≥10 × C%
ASME SA213—92	TP347	≤0.08	≤0.75	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00 ~ 20.00	9.00 ~ 13.00	Nb + Ta≥8 × C% − 1.00
ASME SA213—92 ASME SA376—89	TP347H	0.04 ~ 0.10	≤0.75	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00 ~ 20.00	9.00 ~ 13.00	Nb + Ta≥8 × C% − 1.00
JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS 347TB SUS 347TP	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00 ~ 19.00	9.00 ~ 13.00	≥10 × C%
ГОСТ5632—72	OX18H12Ъ	≤0.08	≤0.80	≤2.00	≤0.020	≤0.035	17.00 ~ 19.00	11.00 ~ 13.00	≥10 × C% − 1.10

表 13.8-354 1Cr19Ni11Nb 及类似钢号的力学性能

技术条件	钢 号	产品类型	热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB/T 13296—1991 GB/T 5310—1995	1Cr19Ni11Nb	钢管	固溶 热轧管≥1 050℃ 冷拔管≥1 090℃	205	520	35				
GB/T 13296—1991	0Cr18Ni11Nb	钢管	980～1 150℃固溶快冷	205	520	35			<90	
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr18Ni11Nb	钢棒	980～1 150℃固溶快冷	205	520	40	50	≤187	≤90	≤200
ASME SA213—92 ASME SA213—92 ASME SA376—89	TP347 TP347H TP347H	钢管 钢管 钢管	固溶	205 205 210	515 515 520	35 35 35		≤192 ≤192	≤90 ≤90	≤200 ≤200
JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS347TB SUS347TP	钢管	固溶	205	520	35				

3）热处理　该钢一般在固溶状态下使用。热处理装炉前应清除掉所有油膜、润滑脂及其他化合物。GB 5310—1995 标准规定，对于热轧（挤、扩）管，固溶温度≥1 050℃；冷拔（轧）管，固溶温度≥1 095℃。日本住友金属工业株式会社钢管制作所对冷拔锅炉钢管规定的固溶温度为 1 190～1 230℃，至少保温 26 min 水冷。美国燃烧工程公司规定锅炉用冷拔钢管在进行任何加工以前，应进行（1 177±14)℃保温 15～30 min 的固溶处理；全部焊接和成形工序完成后，应进行（1 177±28)℃至少保温 30 min 的固溶处理。钢的稳定化处理温度为 850～900℃。

4）焊接　该钢焊接性能良好，手工焊可采用奥 132、奥 137 或美国的 E347-15 焊条。同种钢焊接时，采用氩弧焊打底，焊丝 ϕ2 mm，18-8Ti 氩弧焊丝电焊盖面。焊条、焊丝和焊缝金属的化学成分见表 13.8-355。异种钢焊接时的焊接方法主要有自动氩弧焊（GTAA）、熔化极气体保护焊（GTA）、手工氩弧焊（GTA）及手工电弧焊（SMA）。手工焊焊后一般不需要热处理。焊接接头能通过硫酸、硫酸铜法晶间腐蚀检验。锅炉钢管焊后要求进行（1 177±28)℃至少保温 30 min 的固溶处理。

1.14.4 性能

1）物理性能　0Cr18Ni11Nb、1Cr18Ni11Nb 及其相类似钢号的物理性能见表 13.8-356～13.8-359。

表 13.8-355 焊条、焊丝、焊缝金属的化学成分（质量分数） %

化学元素	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Nb	Ti
奥 137 焊条	≤0.08	≤1.00	≤2.50			18.0～21.0	8.0～11.0	8×C－1.0	
18－8Ti 焊丝	0.09	0.65	1.33	0.007	0.023	18.32	9.7		0.56
同种钢焊缝	0.06	0.44	2.03	0.007	0.024	19.64	9.1	0.60	0.02

表 13.8-356 0Cr18Ni11Nb 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.00			熔点/℃							1 398～1 427				
温度/℃	室温	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	204	198	193	188	184	179	174	169	165	160	155	150	146	141	136
切变模量 G/GPa		77.3	75.2	73.1	71.0	68.9	66.8	64.7	62.6	60.5	58.4	56.9	54.8	52.7	50.6

温度/℃	室温	93	204	427	649	871
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.7	15.9	17.2	20.5	23.4	26.0
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	431		490	561	607	657
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m	0.73		0.86	1.00	1.13	1.23
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}		16.5	18.0	18.0	18.7	19.4

表 13.8-357 1Cr19Ni11Nb 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	熔点/℃			电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m			比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}			
7.90	1 378～1 427			0.72			500			
项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	550	600	650	700
弹性模量 E/GPa	200	196	188	181	172	163	160	156	151	148
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	13.0	13.4	14.2	16.3	17.6	18.4	—	21.3	—	23.0
线胀系数(与 20℃之间)α_l/10^{-6}K^{-1}	—	17.3	17.5	17.7	18.2	18.6	18.7	—	19.1	—

表 13.8-358　TP347（TP347H）钢不同温度下的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.30								
温度/℃	21	93	149	204	260	316	371	427	482
弹性模量 E/GPa	195	190	186	183	178	174	171	166	162
温度/℃	21	38	93	149	204	316	399		
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.9	15.1	16.1	17.0	18.0	19.4	20.8		
热扩散率 α/10^{5}m^2·s^{-1}	0.39	0.39	0.40	0.41	0.42	0.45	0.47		
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	15.23	15.39	15.82	16.20	16.54	17.15	17.57		
温度/℃	510	538	566	593	621	649	704		
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	22.3	22.8	23.2	23.5	23.9	24.2	25.1		
热扩散率 α/10^{5}m^2·s^{-1}	0.49	0.50	0.51	0.51	0.52	0.52	0.54		

表 13.8-359　0X18H12Ъ 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.90							
线胀系数(与 20℃之间)	100℃		300℃		500℃		700℃	
α_l/10^{-6}K^{-1}	16.0		18.0		18.0		19.0	
热导率 λ	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
/W·m^{-1}·K^{-1}		15.1	16.7	18.4	20.1	21.8	24.3	26.8
弹性模量 E/GPa	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
	202	196	190	184	178	172	166	160

2）许用应力　TP347H 钢的许用应力见表 13.8-360。

3）力学性能　1Cr19Ni11Nb 钢及其类似钢号的力学性能如下。

① 1Cr19Ni11Nb 钢高温和室温力学性能见表 13.8-361 ~ 表 13.8-365。

② 日本钢号的高温力学性能保证值见表 13.8-366。

表 13.8-360　SA－213TP347H 钢的许用应力（ASME 锅炉及压力容器规范，1980）

技术条件	σ_b(下限)/MPa	下列壁温（℃）下的许用应力/MPa																							
		－29 ~ 37.8	93	149	204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649	677	704	732	760	788	816
ASME SA－213TP347H	51.7	130	123	113	107	103	101	101	101	101	101	101	101	101	99	97	90	72	54	41	30	22	17	12	9
ASME SA－376TP347H		130	119	111	103	97	92	91	88	88	88	88	87	87	87	86	83	72	54	41	30	22	17	12	9

③ TP347H 和 TP347 钢不同温度下的力学性能及冷加工对性能的影响见图 13.8-137 及表 13.8-367 ~ 表 13.8-369。

表 13.8-361　1Cr19Ni11Nb 钢高温屈服强度最小值
（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
$\sigma_{0.2}$/MPa	239	227	216	207	200	195	191	190	189	188

表 13.8-362　1Cr19Ni11Nb 钢的高温力学性能

试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
	MPa		%	
600	110	429	40	61
620	167	417	39	62
650	143	393	35	66
700	142	360	34	58

表 13.8-363　1Cr19Ni11Nb 钢的高温力学性能

热处理制度	600℃				650℃				700℃			
	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
	MPa		%		MPa		%		MPa		%	
1 160 ~ 1 190℃保温 30 min 水冷	177 157	422 412	36 36	65 59	167 107	392 392	30 30	59 64	157 157	363 353	36 35	66 62
1 220℃保温 5 min 水冷	113 107	434 425	39 41	60 61	119 119	394 396	38 36	56 56	126 130	360 365	36 35	52 53

表 13.8-364 1Cr19Ni11Nb 钢的室温力学性能

试料尺寸/mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	HB	A_{KV}/J
		MPa		%			
ϕ60×7	950℃×30 min 水淬	397	671	41		160~163	170
ϕ60×7	1 175℃×30 min 水淬	294	657	52	50		
ϕ20	1 175℃×30 min 水淬 1 220℃×5 min 水淬	250 244	574 588	54 60	71 70	144~146 148~154	209 211
ϕ60×9	固溶处理	383	634	53		134~140	
ϕ60×7.5	固溶处理	335	608	58		137~145	
ϕ54×9	固溶处理	370	622	53		128~153	
ϕ51×7.5	固溶处理	305	589	57		132~137	
ϕ42×3.5		414	741	47			
	1 050℃空冷 1 050℃空冷	397 343	671 647	35 34			

表 13.8-365 1Cr19Ni11Nb 钢的室温力学性能

规格/mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J	HB
		MPa		%			
ϕ60×7	950℃保温 30 min 水冷	441 333	677 667	36 47		167 179 164	160 163
	1 175℃保温30 min 水冷	289 299	657 657	50 54	43 59		
ϕ20 棒	1 175℃保温30 min 水冷	260 240	560 588	53 54	71 71	217 211 200	144 146
	1 220℃保温 5 min 水冷	243 245	607 570	66 54	72 69	216 219 198	148 154
ϕ60×7	1 220℃保温 5 min 水冷	309	672	56	41		

表 13.8-366 SUS347TB 和 SUS347TP 钢的高温力学性能保证值（JIS G4311—81）

温度/℃		室温	75	100	125	150	175	200	225	250	275	300	325	350	375	400	425
σ_s σ_b	MPa	200 520	170 500	164 489	158 473	153 456	149 447	145 437	141 428	138 421	135 416	133 412	131 409	129 407	127 406	125 405	124 404
温度/℃		450	475	500	525	550	575	600	625	650	675	700	725	750	775	800	
σ_s σ_b	MPa	122 402	121 399	119 395	118 389	116 381	114 370	112 357	110 341	107 322	104 299	101 273	97 243	93 210	88 174	83 132	

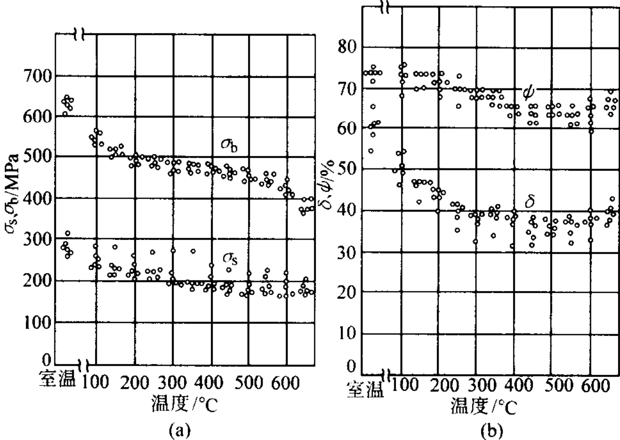


图 13.8-137 TP347H 钢力学性能与温度的关系

表 13.8-367 TP347 钢的高温屈服强度

温度/℃	20	93	149	204	260	316	343
σ_s/MPa	206.8	189.6	176.5	164.8	155.1	147.5	144.8
温度/℃	371	399	427	454	482	510	538
σ_s/MPa	142.0	141.3	140.0	139.3	138.6	138.6	138.0

表 13.8-368 冷加工对 347 钢力学性能的影响

冷加工量/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%	冷加工量/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%
	MPa				MPa		
0	274	675	50	40	970	1 111	5
10	548	731	32	50	1 005	1 181	4
20	745	858	13	60	1 041	1 209	3
30	886	998	8				

表 13.8-369 347 钢的低温力学性能

试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	A_{KV}/J 艾氏试样	A_{KV}/J 夏比 V 形缺口
	MPa		%			
20	242	650	55	72	159	168
0	277	770	65	75	159	173
-20	295	877	56	74	160	189
-50	309	1 004	50	70	160	175
-100	298	1 179	42	70	160	149
-140	300	1 297	40	65	159	132
-196	268	1 534	38	58	160	122

④ 0X18H12Ъ 钢的力学性能见表 13.8-370 和表 13.8-371。

表 13.8-370 0X18H12Ъ 钢的高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_K/J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 050 ~ 1 100℃保温 30 min 空冷	20	245~285	570~650	53~61	63~69	210~280
	500	150~220	400~440	28~36	56~66	240~290
	600	140~190	370~390	28~34	54~65	250~310
	650	120~170	310~370	31~38	54~61	240~320
	700	120~180	250~310	31~42	44~60	250~300

表 13.8-371 不同品种 0X18H12Ъ 钢的力学性能

品种，取样方向	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ
		MPa		%	
型材：纵向	1050 ~ 1 100℃，空冷，油冷或水冷淬火	500	180	40	55
薄板 0.8 ~ 4 mm，横向	1 050 ~ 1 080℃，水冷或空冷淬火	540		40	
热轧无缝管材：纵向	交货状态	520		38	
冷轧无缝管材：纵向	热处理状态	540		35	

⑤ 1Cr19Ni11Nb 钢焊接接头的力学性能见表 13.8-372、表 13.8-373。

表 13.8-372 1Cr19Ni11Nb 钢与异种钢焊接接头的室温力学性能

焊接钢种	焊接方法	焊接材料	热处理制度	σ_b/MPa	
12Cr1MoV + 1Cr19Ni11Nb	GTA	Inconel 82	680℃ × 1 h	549 524 ~ 583	
			730℃ × 1 h	520 509 ~ 534	
	GTAA		730℃ × 1 h	497 470 ~ 554	
			焊态	537 529 ~ 546	
12Cr1MoV + 1Cr19Ni11Nb	GTAA	Inconel 82	650℃ × 40 min	551 530 ~ 573	
			740℃ × 40 min	526 523 ~ 529	
	GTA/SMA	Inconel 82/ Inconel 182	730℃ × 1 h	525 505 ~ 539	
	GMAA	Inconel 82	730℃ × 1 h	536 514 ~ 554	
		NiCr20Mn5	730℃ × 1.5 h	$\sigma_{0.2}$ 271	σ_b 532
12Cr2MoWVTiB + 1Cr19Ni11Nb	GTAA	Inconel 82	770℃ × 1 h	582 563 ~ 608	
			焊态	688 676 ~ 701	
			740℃ × 40 min	686 663 ~ 710	
			770℃ × 40 min	663 626 ~ 700	
	GTA/SMA	Inconel 82/ Inconel 182	770℃ × 1 h	627 622 ~ 637	
	GMAA	Inconel 82	770℃ × 1 h	589 574 ~ 608	
		NiCr20Mn5	770℃ × 1.5 h	$\sigma_{0.2}$ 319	σ_b 575

表 13.8-373 1Cr19Ni11Nb 母材和同种钢接头的室温力学性能

钢号	板厚/mm	坡口形式	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	断裂位置	A_{KV}/J
			MPa		%			
母材	30		237 256	564 558	46 46	67 66		193
同种钢接头	30	V	272 312	575 583			焊质外	
	15	V	362 306	612 592			母材	

4）持久强度和蠕变极限 1Cr19Ni11Nb 及其类似钢号的持久强度和蠕变极限如下。

① 1Cr19Ni11Nb 钢持久强度推荐值（GB 5310—1995）见表 13.8-374；试验结果见表 13.8-375 和表 13.8-376。热处理对持久强度的影响见表 13.8-377。

表 13.8-374 1Cr19Ni11Nb 钢的持久强度推荐值
（摘自 GB 5310—1995）

温度/℃	600	610	620	630	640	650	660	670	680	690	700	710	720	730	740	750
σ_{10^5}/MPa	132	121	110	100	91	82	74	66	60	54	48	43	38	34	31	28

表 13.8-375 1Cr19Ni11Nb 钢的持久强度计算值
（L-M 参数法）

温度/℃		600	610	620	630	640	650
σ_{10^4}	MPa	216	199	183	167	152	138
σ_{10^5}		157	142	129	118	108	99

表 13.8-376 1Cr19Ni11Nb 钢的持久强度试验

试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa	
					10^4 h	10^5 h
600	392 314 284 250 235	14 194 599 5 220 3 240			226	186
650	294 255 255 245 235 235 225 216 206	61 147 12 152 378 376 328 670 464	8.6 19.8 40.8 10.3 25 17.8 	16.9 52.1 79.7 26 60.7 49.3 	143	104

表 13.8-377 1Cr19Ni11Nb 钢的固溶温度、晶粒度及加工方法对持久强度的影响

固溶温度/℃	试样加工方法	晶粒度级别	在下列温度（℃）下的持久强度 σ_{10^5}/MPa			
			538	593	649	704
供货状态	ϕ266 × 40 mm 热轧钢管	3 ~ 5	275	159	88	59
1 037	ϕ25 mm 热轧圆棒	4 ~ 6		118	88	59
927	ϕ25 mm 冷拔圆棒	8		110	43	10

② 美国 TP347 和 TP347H 钢持久强度试验曲线如图 13.8-138 和图 13.8-139 所示。

③ 日本 SUS347TB 钢的持久强度及试验曲线见表 13.8-378，图 13.8-140 ~ 图 13.8-142。

④ 前苏联 0X218H12Ђ 钢的持久强度和蠕变极限见表 13.8-379。

⑤ 1Cr19Ni11Nb 钢与异种钢焊接接头的持久强度见表 13.8-380。

5）抗松弛性能 0X18H12Ђ 钢的抗松弛性能见表 13.8-381。

6）组织稳定性 1Cr19Ni11Nb 钢经高温时效后冲击功的变化见表 13.8-382 和表 13.8-383。0X18H12Ђ 钢时效后的力学性能见表 13.8-384。

7）耐腐蚀性能 1Cr19Ni11Nb 钢在不同介质及不同温度下的耐腐蚀性能见表 13.8-385 和表 13.8-386。1Cr19Ni11Nb 钢抗晶间腐蚀的能力优于 1Cr19Ni9 钢。

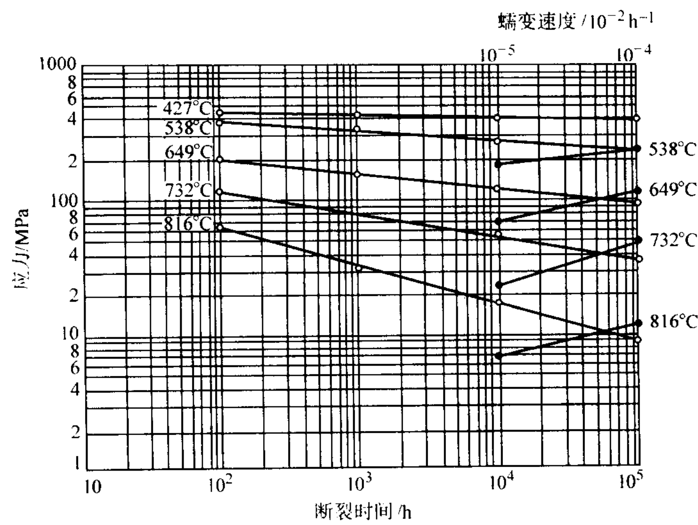


图 13.8-138　AISI347 钢持久强度和蠕变极限（ASTM STP No.124）

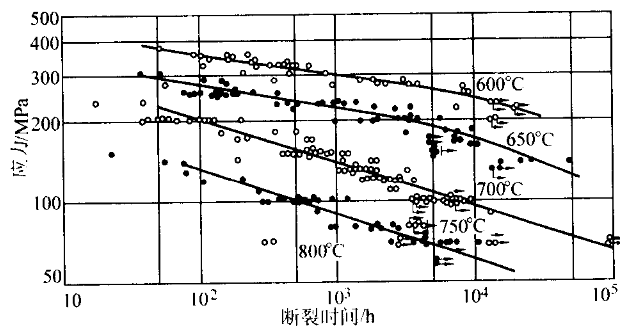


图 13.8-139　TP347H 钢持久强度曲线

表 13.8-378　SUS347TB 钢的持久强度试验结果

试验温度 /℃	σ_{10^3} /MPa	σ_{10^4} /MPa	σ_{10^5} /MPa	试验温度 /℃	σ_{10^3} /MPa	σ_{10^4} /MPa	σ_{10^5} /MPa
600	265	186	129	700	127	(59)	
650	195	120	(70)	800	40	(10)	

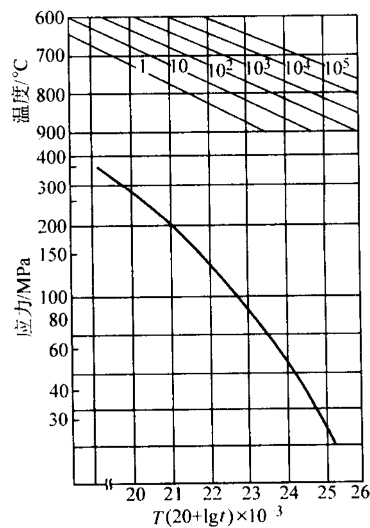


图 13.8-141　SUS347TB 钢热强参数曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

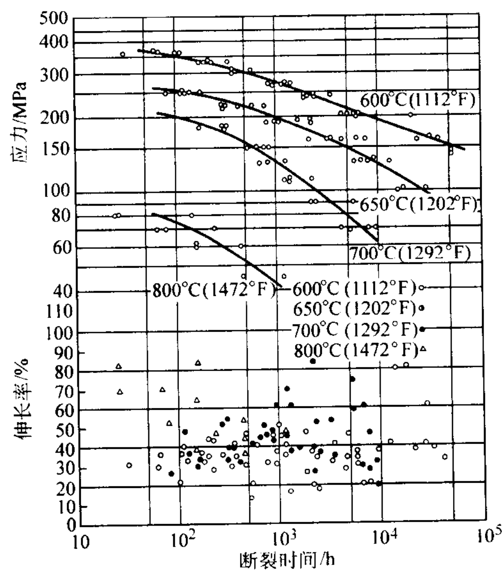


图 13.8-140　SUS347TB 钢持久强度曲线

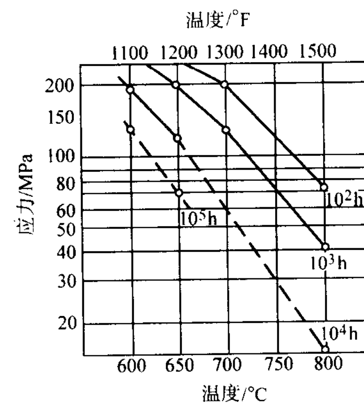


图 13.8-142　SUS347TB 钢持久强度曲线

表 13.8-379　0X18H12Ъ 钢的持久强度曲线和蠕变极限

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	σ_{10^4}	σ_{10^5}
		MPa			
1 080 ~ 1 100℃ 保温 30 min，空冷	600	130 ~ 140	85 ~ 100	130 ~ 175	100 ~ 135
	650			80 ~ 118	55 ~ 90
	700			38 ~ 63	21 ~ 40

表 13.8-380 1Cr19Ni11Nb 钢与异种钢焊接后的持久强度

焊接接头	焊接方法	焊接材料	试样状态	试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	断口位置	持久强度 σ_{10^5}/MPa
12Cr1MoV + 1Cr19Ni11Nb	GTAA	Incone 182	650℃回火	560	196	140	16	81	12Cr1MoV 母材	60
					176	273	15	74		
					157	813	13	13		
					137	2 477	—	—	12Cr1MoV 熔合线	
					132	2 651	—	—		
					118	2 242	—	—		
					98	3 797	—	—		
	GTAA	Inconel 182	740℃回火	560	196	143	—	—	12Cr1MoV 母材	58
					176	175	14	76		
					157	690	—	—		
					137	1 343	7.6	34		
					118	1 907	1.1	3.9	12Cr1MoV 熔合线	
					98	4 797	—	—		
12Cr1MoV + 1Cr19Ni11Nb	GMAA	WEIMI – G82	730℃回火	540	235	15	16	84	12Cr1MoV 母材	127
					225	25	16	85		
					206	205	16	84		
					196	581	14	80		
					176	2 412	4.0	39	12Cr1MoV 熔合线	
					157	6 096	3.0	26		
					142	4 172	7.0	39		
			730℃回火	580	206	192	24	82	12Cr1MoV 母材	46
					186	456	9.0	56	12Cr1MoV 熔合线	
					167	722	4.4	45		
					137	1 603	6.0	36		
					118	2 178	8.0	51		
					98	3 596	2.0	26		
					88	7 552	2.8	27		
12Cr2MoWVTiB + 1Cr19Ni11Nb			770℃回火	600	176	63	7.0	75	12Cr2MoWVTiB 热影响区	79
					157	84	8.0	77		
					147	170	9.0	77		
					137	451	8.0	66		
					127	2 217	6.0	3.9	12Cr2MoWVTiB 熔合线	
					117	2 300	1.4	3.9		
					98	6 879	2.6	4.0		
12Cr2MoV + 1Cr19Ni11Nb	GMAA	NiCr20Mn5	730℃回火	580	98	5 280			12Cr1MoV 熔合线	65
					118	1 000				
					137	1 242				
					157	278				
12Cr2MoWVTiB + 1Cr19Ni11Nb	GMAA	NiCr20Mn5	770℃回火	600	98	> 5 700			12Cr2MoWVTiB 熔合线 12Cr2MoWVTiB 母材	81
					118	> 3 100				
					137	2 640				
					157	835				
					176	72				
12Cr1MoV + 1Cr19Ni11Nb	GTAA	Incone 182	焊态	560	176	70			爆破位置 12Cr1MoV 母材	83
					147	585				
					127	2 037				
					118	4 024				
					108	7 201				

表 13.8-381 0X18H12Ъ 钢的抗松弛性能

t/℃	σ_0/MPa	残余应力（10 000 h）/MPa	t/℃	σ_0/MPa	残余应力（10 000 h）/MPa	t/℃	σ_0/MPa	残余应力（10 000 h）/MPa
550	50	35	600	50	25	650	50	10
550	70	43	600	70	30	650	70	17
550	100	67	600	100	50	650	100	28

表 13.8-382 1Cr19Ni11Nb 钢的时效冲击功

时效温度/℃	在下列时间（h）时效后的 A_{KV}/J										备注
	0	100	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000	7 000	10 000	
650	66	58	56	51	52			45	46	43	住友料，母材
700	66			45	45	44		44			
650	127			107	110	110	128	93			北京钢铁研究总院料，焊接接头
700	127			81	102	94		75			

表 13.8-383 1Cr19Ni11Nb 同种钢焊接热影响区的时效冲击功

时效温度/℃	在下列时间（h）时效后的 A_{KV}/J					
	0	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000
650	127	107	110	110	128	93
700	127	81	102	94		75

表 13.8-384 0X18H12Ъ 钢时效后室温（20℃）下的力学性能（1 050～1 100℃空冷处理）

时效温度/℃	时效时间/h	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}
		MPa		%		
原始状态	原始状态	570	240	53	63	210
600	10 000	680	310	60	73	290
650	5 000	630	250	56	73	170
700	5 000	640	260	55	74	170
750	3 000	580	230	57	57	180

表 13.8-385 1Cr19Ni11Nb 钢的高温腐蚀试验

介质成分 \ 单位面积失重量/mg·cm^{-2}		650℃，500 h	700℃，100 h	700℃，500 h
油灰	80% V_2O_3 + 20% Na_2SO_4	176.5	143.6	249.4
煤灰	41% K_2SO_4 + 34% Na_2SO_4 + 25% Fe_2O_3	65.5	103.8	125.7
空气				5.9

表 13.8-386 1Cr19Ni11Nb 钢的耐腐蚀性能

介质	浓度/%	温度/℃	试验持续时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
硝酸	0.5～99	20		<0.1
	7～37	沸腾		0.1～1.0
	65	沸腾		<1.0
	93	37	720	0.01
	93	55	720	0.21
	97	37	720	0.22
	97	55	720	0.76
	99	37	720	0.58
	99	55	720	1.25
	99.67	沸腾	720	<10.0
酸	1～90	20		<0.1
	10	沸腾		<0.1
	25	85		<0.1
	40	100		<1.0
	65	110		>10.0
	80	60		<0.1
	80	110		>10.0
	90	80		<1.0
	90	110		<10.0

续表 13.8-386

介质	浓度/%	温度/℃	试验持续时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
盐酸	0.2～10	20		<1.0
	1	50		<3.0
	3	60		3～10
	10	60		>10.0
	20	20		<3.0
	20	60		>10.0
	30	20		>10.0
硫酸	1	20		<1.0
	1	85		3.0～10.0
	5	20		<1.0
	5	50		<3.0
	5	80		1.0～3.0
	10	20		<3.0
	10	80		>10.0
	20	20		<3.0
	20	60		>10.0
柠檬酸	1～50	20		<0.1
	5	140		<1.0
	50	沸腾		<10.0
蚁酸	50～100	20		<0.1
	50	沸腾		>10.0
	80	沸腾		>3.0
	100	沸腾		>1.0
氢氧化钠	10～50	90		<0.1
	20	沸腾		<0.1
	30	沸腾		0.1～1.0
	40	100		<1.0
	60	120		<1.0
	70	沸腾（181）		<3.0
	90	300		<3.0
	熔体	318		3～10
醋酸	10～100	20～90		<0.1
	10	沸腾		<1.0
	25	沸腾		1～3
	50	沸腾		<3.0
	80	沸腾		1～3
氢氧化钾	25	沸腾		<0.1
	50	沸腾		<1.0
	68	120		<0.1
	熔体	300		3～10

1.15 0Cr17Ni12Mo2（TP316H）

0Cr17Ni12Mo2 钢是各国通用的奥氏体不锈耐热钢。由于钢中含有质量分数为 2%～3%的钼，对各种无机酸、有机酸、碱和盐类的耐腐蚀性及耐点蚀性显著提高。在海水和其他介质中，其耐蚀性比 0Cr19Ni9 钢好。该钢在高温下具有良

好的蠕变强度、冷变形和焊接性能。

与该钢相类似的钢号有美国的 TP316、TP316H，日本的 SUS316TB、SUS316TP 等。

1.15.1　用途

该钢用于大型锅炉过热器、再热器、蒸汽管道，石油化工的热交换器部件，高温耐蚀用螺栓、耐点蚀零件等。用于锅炉管的允许抗氧化温度为 705℃。

1.15.2　技术条件

0Cr17Ni12Mo2 及其类似钢号的化学成分和力学性能分别见表 13.8-387 和表 13.8-388。

表 13.8-387　0Cr17Ni12Mo2 及其类似钢号化学成分（质量分数）　%

技术条件	钢　号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
GB/T 14976—2002 GB/T 13296—1991	0Cr17Ni12Mo2	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.50	2.00 ~ 3.00
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr17Ni12Mo2	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.50 16.00 ~ 18.00	2.00 ~ 3.00
ASTM A213—92 ASTM A213—92 ASME SA376—89	TP 316 TP 316H	≤0.08 0.04 ~ 0.10	≤0.75 ≤0.75	≤2.00 ≤2.00	≤0.040 ≤0.040	≤0.030 ≤0.030	11.00 ~ 14.00 11.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.00 16.00 ~ 18.00	2.00 ~ 3.00 2.00 ~ 3.00
JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS 316TB SUS 316TP	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	10.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.00	2.00 ~ 3.00

表 13.8-388　0Cr17Ni12Mo2 及其类似钢号的力学性能

技术条件	钢　号	产品型式	热处理制度	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ/%	ψ/%	HB	HRB	HV
GB/T 14976—2002 GB/T 13296—1991	0Cr17Ni12Mo2	钢管	（壁厚≤18 mm） 固溶 （壁厚≤13 mm）	205	520	35			 <90	
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	0Cr17Ni12Mo2	钢棒	1 010 ~ 1 150℃ 固溶、快冷	205	520	40	60	≤187	≤90	≤200
ASTM A213—92 ASTM A213—92 ASME SA376—89	TP 316 TP316H	钢管 钢管	1 040℃固溶、快冷 >1 040℃固溶、快冷	205 205 210	515 515 520	35 35 纵向　35 横向　25		≤192	≤90	≤200
JIS G3463—88 JIS G3459—88	SUS 316TB SUS 316TP	钢管	>1 040℃固溶、快冷	205	520	35				

1.15.3　工艺性能

1）热加工　该钢的始锻温度为 1 150 ~ 1 200℃，终锻温度大于 850℃，锻后堆冷。

2）冷加工　该钢的冷变形能力非常好。由于钢的冷作硬化能力很强，当冷加工工序变形量大时，建议中间插入固溶处理。对锅炉钢管、冷成形后应进行（1 093 ± 28）℃至少保温 15 min 的固溶处理。

3）热处理　该钢在固溶状态下使用。热处理装炉前应清除掉所有油膜、润滑脂及其他化合物。GB/T 1220—1992 和 GB 1221—92 标准规定的固溶处理温度为 1 010 ~ 1 150℃。美国燃烧工程公司规定锅炉用冷拔钢管在进行任何加工以前，应进行（1 060 ± 14）℃保温 15 ~ 30 min 的固溶处理；全部焊接和成形工序完成后，应进行（1 093 ± 28）℃至少保温 15 min的固溶处理。

4）焊接　该钢焊接性能良好，手工焊可采用奥 202、奥 207、奥 212 或 E316 - 15（美国牌号）焊条。锅炉钢管要求焊后进行（1 093 ± 28）℃至少保温 15 min 的固溶处理。

1.15.4　性能

1）物理性能　0Cr17Ni12Mo2 钢的物理性能见表 13.8-389。

表 13.8-389　0Cr17Ni12Mo2 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.00					熔点/℃					1 371 ~ 1 398			
温度/℃	93	149	204	260	316	371	427	482	538	593	649	704	760	816
弹性模量 E/GPa	198	193	189	185	180	175	170	165	160	156	151	146	141	134
切变模量 G/GPa	77.3	74.5	72.4	70.3	68.2	66.1	64.0	61.9	59.8	58.4	56.9	55.5	54.1	52.7

温度/℃	20	93	95	204	316	427	538	649	871
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	13.4			15.5		18.8		21.8	24.3
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	444			515		561		582	628
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m		0.67		0.81	0.95	1.08	1.16		
线胀系数(与 20℃之间)α_l/10^{-6}K^{-1}			15.7	16.3		17.5		18.3	18.9

2）许用应力 我国 GB 150 标准对 GB/T 14976—2002 和 GB/T 13296—1991 中的钢管用钢 0Cr17Ni12Mo2 的许用应力规定值见表 13.8-390。美国 TP316H 钢的许用应力见表 13.8-391。

3）力学性能 0Cr17Ni12Mo2 钢管高温屈服强度推荐值见表 13.8-392，钢棒的高温力学性能见表 13.8-393。低温力学性能见表 13.8-394，冷加工对室温力学性能的影响见表 13.8-395。日本钢号高温性能保证值见表 13.8-396。美国 TP316 和 TP316H 钢力学性能与温度的关系见表 13.8-397 和图 13.8-143。

表 13.8-390 GB 150 标准规定的 0Cr17Ni12Mo2 钢的许用应力

钢管的技术条件与壁厚		在下列温度（℃）下的许用应力/MPa										
		≤20	100	200	300	400	450	500	550	600	650	700
GB/T 14976—2002	≤18 mm	137	137	134	118	111	109	107	105	81	50	30
GB/T 13296—1991	≤13 mm	137	117	99	87	82	81	79	78	73	50	30

表 13.8-391 美国 TP316H 钢的许用应力（ASME 锅炉及受压容器规范）

技术条件	σ_b（下限）/MPa	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa											
		-29~37.8	93	149	20	260	316	343	371	399	427	454	482
SA-213 TP316H SA-376 TP316H	517	130	130	127	125	124	117	115	112	111	110	108	108
		130	112	101	92	86	81	80	78	77	76	75	74
技术条件	σ_b（下限）/MPa	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa											
		510	538	566	593	621	649	677	704	732	760	788	816
SA-213 TP316H SA-376 TP316H	517	106	105	100	85	68	51	38	28	21	16	12	9
		74	73	72	71	64	51	38	28	21	16	12	9

表 13.8-392 GB 150 推荐的 0Cr17Ni12Mo2 钢管的高温屈服强度

温　度		20	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
σ_s/MPa	GB/T 14976—2002	205	175	161	149	139	131	126	123	121	119	117
	GB/T 13296—1991 壁厚 ≤13 mm											

表 13.8-393 0Cr17Ni12Mo2 钢棒的高温力学性质

热处理制度	试验温度/℃	σ_p	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
		MPa			%	
直径 25 mm 棒 1 232℃水冷	室温	145	253	716	60	
	540	79	140	507	46	65
	595	76	135	476	49	65
	650	76	141	417	41	51
	705	66	129	346	43	50
	760	62	123	269	50	58
	815	55	121	217	55	63
	870			170	59	65
	980			97	42	50
	1 095			49	85	58

表 13.8-394 0Cr17Ni12Mo2 钢的低温力学性能

试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J
	MPa		%		
0	266	693	80	62	196
-20	293	737	87	74	196
-50	343	849	84	74	190
-100	391	1 025	67	75	187
-140	425	1 159	60	70	158

续表 13.8-394

试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J
	MPa		%		
-196	453	1 387	56	67	169

表 13.8-395 冷加工对 0Cr17Ni12Mo2 钢室温力学性能影响

化学成分（质量分数）/%	冷加工量/%	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ/%
		MPa		
C 0.051, Mn 1.65, Cr 17.33, Ni 13.79, Mo 2.02	0	274	605	61
	10	499	668	40
	20	696	787	21
	30	837	921	11
	40	907	998	9
	50	970	1 055	7
	60	1 055	1 188	4

4）持久强度和蠕变极限 日本钢号及美国钢号的持久强度和蠕变极限见表 13.8-398 和图 13.8-144～图 13.8-147。

5）耐腐蚀性能 由于钢中含有钼元素，对许多种有机酸、无机酸（例如氯酸、硫酸、磷酸等）、盐类和海水中的耐腐蚀能力比 18-8 型钢显著提高。该钢经 430～705℃敏化处理后，与 18-8 型钢一样，产生晶间腐蚀。

表 13.8-396　日本 SUS 316TB 和 SUS 316TP 钢的高温力学性能保证值（摘自 JIS G4311—81）

温度/℃		室温	75	100	125	150	175	200	225	250	275	300	325	350	375	400	425
σ_s	MPa	206	166	158	151	145	139	134	130	125	122	118	115	113	110	108	106
σ_b	MPa	520	481	465	450	439	431	426	423	422	422	424	426	429	431	433	433

温度/℃		450	475	500	525	550	575	600	625	650	675	700	725	750	775	800
σ_s	MPa	104	102	100	99	97	96	94	92	90	88	85	82	79	76	72
σ_b	MPa	432	428	422	413	407	386	367	346	322	295	267	237	207	178	150

注：适用板厚≤25 mm，钢棒≤ϕ25 mm，管壁≤29mm。

表 13.8-397　TP316 钢的高温屈服强度

温度/℃	20	93	149	204	260	316	343
σ_s/MPa	206.8	177.9	160.6	147.5	137.2	129.6	127.6
温度/℃	371	399	427	454	482	510	538
σ_s/MPa	124.8	122.7	121.3	120.0	119.3	117.9	117.2

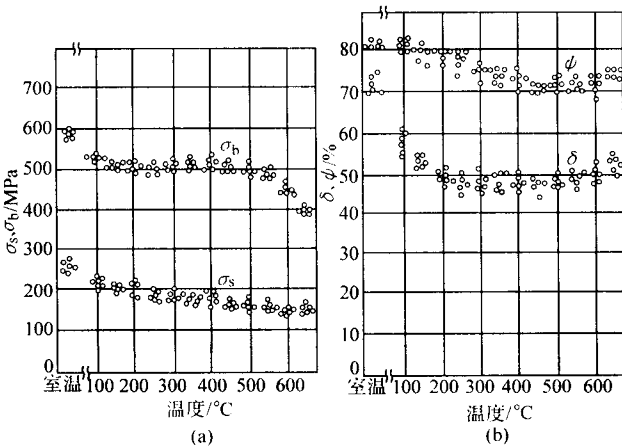


图 13.8-143　TP316H 钢力学性能与温度的关系

表 13.8-398　日本 SUS 316TB、SUS 316TP 和美国 TP316、TP316H 钢的持久强度

试验温度/℃	σ_{10^3}	σ_{10^4}	σ_{10^5}
	MPa		
600	241	192	(149)
650	161	115	(82)
700	104	73	(51)
800	48	30	(20)

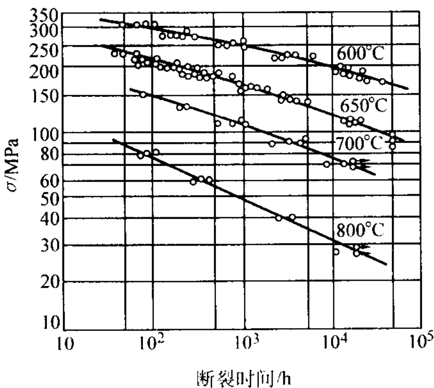


图 13.8-144　TP316H 钢持久强度曲线

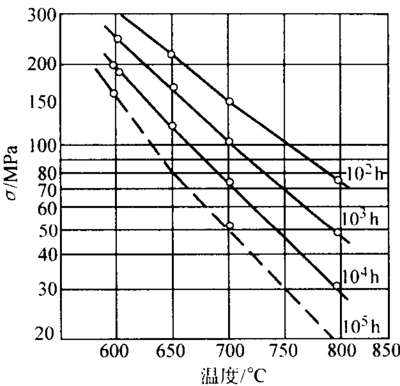


图 13.8-145　TP316H 钢持久强度曲线

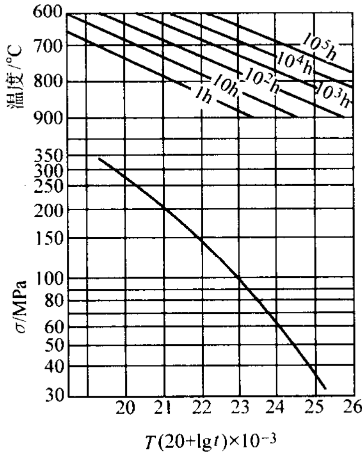


图 13.8-146　TP316H 钢持久强度参数图
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

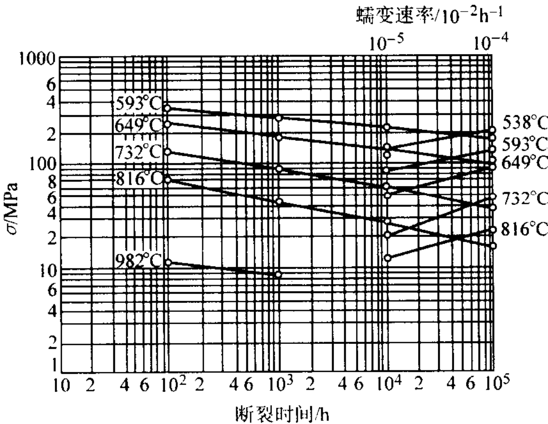


图 13.8-147　AISI 316 钢持久强度和蠕变极限

2 叶片涡轮耐热钢

2.1 1Cr11MoV（15X11MΦ）

1Cr11MoV钢系马氏体耐热不锈钢，具有较好的组织稳定性、热强性、减振性及工艺性能，线胀系数小，对回火脆性不敏感，是一种良好的叶片材料。该钢可进行氮化处理以提高钢的表面耐磨性。

2.1.1 用途

该钢用做540℃以下工作的汽轮机叶片、围带、阀杆以及燃气轮机叶片。

2.1.2 技术条件

1Cr11MoV钢的化学成分与力学性能分别见表13.8-399和表13.8-400。

2.1.3 工艺性能

1）冶炼　该钢采用电炉冶炼或电炉冶炼加电渣重熔。为降低铁素体形成倾向，铬含量不宜超过11.5%（质量分数）。

2）锻造　该钢装炉温度低于800℃，加热温度为1 180℃，始锻温度为1 150℃，终锻温度为850℃，锻后缓冷。钢锭毛坯需考虑白点倾向。

3）热处理　该钢退火：860～950℃炉冷；淬火：1 050～1 100℃空冷或油冷；回火：720～740℃空冷。

4）焊接　该钢焊接性能受限制。焊前预热到350℃左右，宜采用与钢号成分相近的焊条（例如铬117）。为防止焊缝金属产生过多的铁素体，当焊缝金属碳含量在0.1%（质量分数）左右时，铬含量宜控制在10.0%～10.5%（质量分数）。焊后应冷却到150℃左右，再经700℃以上高温回火，不宜焊后直接回火，否则会降低焊缝及焊缝金属的韧性与塑性。

2.1.4 性能

（1）物理性能

该钢物理性能见表13.8-401。图13.8-148为15X11MΦ钢的减振性曲线。

（2）力学性能

1）表13.8-402和表13.8-403为1Cr11MoV钢的室温力学性能。图13.8-149为室温力学性能与回火温度的关系。

表13.8-399　1Cr11MoV及类似钢号的化学成分（质量分数）　%

钢号	技术条件 \ 元素	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
1Cr11MoV	GB/T 1221—1992	0.11～0.18	≤0.50	≤0.60	≤0.035	≤0.030	≤0.60	10.00～11.50	0.50～0.70	0.25～0.40	
1Cr11MoV	GB/T 8732—2004	0.11～0.18	≤0.50	≤0.60	≤0.030	≤0.030	≤0.60	10.00～11.50	0.50～0.70	0.25～0.40	≤0.30
Cr11MoV	YB11—59	0.11～0.18	≤0.50	≤0.60	≤0.035	≤0.030		10.00～11.50	0.50～0.70	0.25～0.40	
15X11MΦ	ГОСТ5632	0.12～0.19	≤0.50	≤0.70	≤0.030	≤0.025	≤0.60	10.00～11.50	0.60～0.80	0.25～0.40	

表13.8-400　1Cr11MoV及类似钢号的力学性能

钢号	技术条件	热处理制度			σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB	退火后硬度HB
		退火	淬火	回火							
1Cr11MoV	GB/T 1221—1992		1 050～1 100℃空冷	720～740℃空冷	≥685	≥490	≥16	≥55	≥47 J（A_K）		≤200
	GB/T 8732—2004		1 000～1 050℃空冷、油冷	700～750℃空冷	≥685	≥490	≥16	≥55	≥47 J（A_K）		
Cr11MoV	YB11—59		1 050～1 100℃空冷	720～740℃空冷	≥686	≥490	≥16	≥55	≥58.8		
15X11MΦ	ГОСТ	淬火＋回火			≥686	≥490	≥16	≥55	≥58.8	217～241	

表13.8-401　1Cr11MoV钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
7.81～7.75		880	930	810	745

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	550	600
弹性模量 E/GPa	216		206	197	186	174	165	
	217	214	208	202	194	181		165.08
切变模量 G/GPa	85.1	84.3	81.4	78.7	75.6	70.2		60.29
泊松比 μ	0.27	0.27	0.27	0.27	0.28	0.29		5
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		477	498	515	531	548		562.1
线胀系数(与20℃之间) $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$		10.7	11.0	11.4	11.7	11.9	11.5～	
			11.4			11.9	12.0	12.3

温度/℃	94	195	295	394	494	591
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	27.0	29.2	29.5	29.5	29.5	29.7

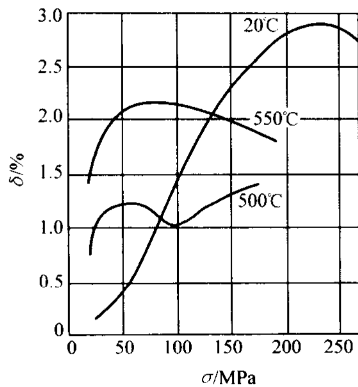


图 13.8-148 15X11MФ 钢的减振性曲线

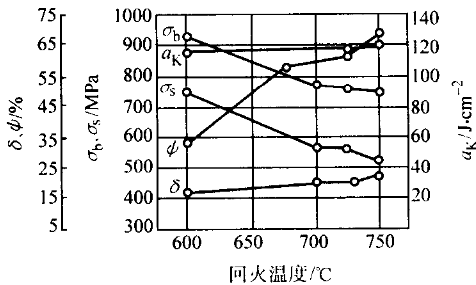


图 13.8-149 1Cr11MoV 钢力学性能与回火温度的关系

化学成分（质量分数）/%：

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Ti
0.17	0.20	0.71	10.12	0.70	0.70	0.33	0.094

淬火温度 1 050℃，空冷

2）不同热处理制度对室温力学性能的影响见表 13.8-404。

3）取样位置对室温力学性能的影响见表 13.8-405。

4）高温瞬时力学性能见表 13.8-406。

（3）疲劳性能

该钢试样经 1 000～1 030℃油淬，660～720℃回火处理后，进行旋转弯曲疲劳试验。

1）用升降法测定的疲劳极限 σ_{-1} 见表 13.8-407。

2）用成组法测定的疲劳性能见表 13.8-408。

（4）持久强度

1Cr11MoV 钢的持久强度试验数据见表 13.8-409～表 13.8-411，图 13.8-150 为 15X11MФ 钢经 1 050℃油淬，725℃回火后在 550℃下测定的持久强度曲线。

（5）蠕变极限

该钢蠕变极限见表 13.8-412 和表 13.8-413。图 13.8-151 示出了 15X11MФ 钢 550℃下的蠕变速率与应力的关系。

（6）组织稳定性

该钢在 500℃和 600℃下长期保温后，室温冲击韧度变化不大（见图 13.8-152）。

（7）化学性能　1Cr11MoV 钢的化学性能如下。

1）抗大气腐蚀性能为二级。

2）抗氧化性能：600～650℃不起皮。

2.2　1Cr12、1Cr13Mo、2Cr12MoVNbN、0Cr13

1Cr12、1Cr13Mo 钢是马氏体型不锈钢，强度高于 1Cr13 钢，其抗腐蚀性能亦高于 1Cr13 钢。可用于汽轮机叶片及高应力部件之良好的不锈耐热钢。2Cr12MoVNbN 为马氏体型耐热不锈钢，与日本的 JIS SUH600 钢相似，可用作汽轮机叶片、轮盘、叶轮轴及螺栓。0Cr13 钢亦为马氏体型不锈钢，其强度低于 1Cr13 钢，与前苏联的 08X13、日本的 SUS410S 为同一钢种，可用做汽轮机叶片和要求较高韧性及冲击负荷的零件。

4 种钢的化学成分和力学性能见表 13.8-414 和表 13.8-415。

表 13.8-402　1Cr11MoV 钢的室温力学性能

热处理制度	截面厚度/mm	取样位置	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB
1 040℃×30 min 油淬 +700℃×3 h 回火空冷			602	776	18	67		
1 000～1 030℃油淬 +660～720℃回火			633	766	20	67	176	244
1 050℃空冷	30	中心	632	750	21.6	65.0	151	
1 050℃空冷 720℃空冷	30	中心	603	750	21.4	64.5	138	
1 050℃空冷 680℃空冷	18	中心	724	839	17.4	67.7	57	217

表 13.8-403　1Cr11MoV 钢的室温力学性能统计值

子样数 n = 220	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	子样数 n = 220	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
	MPa		%			MPa		%	
平均值	567	726	21	67	最小值	490	662	17	59
最大值	666	811	27	75					

表 13.8-404　1Cr11MoV 钢不同热处理制度下的力学性能

热处理制度		$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_K /J·cm^{-2}
淬火/℃	回火/℃	MPa		%			
1 030	550	936	1 050	14.6	60.1	321　313	60　64　68　64
	580	888	1 016	16.0	61.2	295　313	60　63　60　78
	600	809	937	16.0	57.4	295	53　52　50　50

续表 13.8-404

热处理制度		$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_K
淬火/℃	回火/℃	MPa		%			/J·cm^{-2}
980	550	876	1 011	16.0	61.1	321 321	65 70 75 74
	580	869	1 007	15.6	61.4	313 288	66 74 76 74
	600	810	921	15.8	61.5	298	51 59 56 54
950	350	1 138	1 396	13.4	54.9	409	69 62 65 61
	500	1 172	1 432	13.4	56.9	426	30 26 26 42
	530	999	1 217	10.8	58.5	373	49 62 62 61
	550	865	994	18.9	66.6	309	91 109 102 103

表 13.8-405 1Cr11MoV 钢 ϕ120×500 mm 圆柱表面～中心的力学性能（950℃油淬，750℃×5 h，空冷）

取样位置	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_K
	MPa		%			（10℃）/J·cm^{-2}
表面	843	972	17.2	63.3	302	68 54
	836	973	18.0	62.4		66 52
$\frac{1}{2}R$ 处	831	984	18.8	63.3	298	54 52
	823	974	18.6	62.4		52 66
中心	856	981	19.0	62.6	298	55 60
	860	983	18.0	62.5		68 53

表 13.8-406 1Cr11MoV 钢的高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
1 050℃空冷，680℃空冷	20	724	839	17.4	67.7	56.8	217
		698	818	16.6	59.4	74.5	241
	550	359	484	14.2	79.4	180.0	
		338	490	10.2	78	188.2	
	600	252	406	18.4	84		
		245	396	17.4	85.5	212.7	
1 050℃油冷，680℃空冷	20	696	821	17.2	60.3	103	241
		684	820	17.2	61.5	102	248
	550		469	17.5	87.3	185	
		228	379	19.5	84.8	215	
	600		371	19.1	87.7	210	
		226	369	19.4	87.0	190	
1 050℃正火，675℃×5 h 回火	20	764	892	16.0	56.0	58.8～68.6	
	550	539	598	15.0	65.0		
	600	500	529	17.5	75.0		
1 050℃正火，740℃×2 h 回火	20	568	730	19.0	66.0	147	229
	550	441	529	16.5	66.0		
	600	407	441	20.0	79.0		
1 050℃油冷或空冷，720～740℃空冷	20	490	686	15		58.8	
	400	441	588	15		78.4	
	450	412	549	15		78.4	
	500	392	470	15		78.4	
SQB40.19—88	20	794～1 000	879～1 049	16.0～19.0	60.0～64.0		
	400	612	715	17.3	67.9		
	450	585	688	16.7	70.3		
	500	583	626	19.0	75.0		
	550	486	549	19.5	78.4		

表 13.8-407　1Cr11MoV 钢的疲劳极限

试验温度/℃	σ_{-1}/MPa（指定寿命 10^7）	试验温度/℃	σ_{-1}/MPa（指定寿命 10^7）	试验温度/℃	σ_{-1}/MPa（指定寿命 10^7）
20	402	480	350	510	332

表 13.8-408　1Cr11MoV 钢的疲劳性能

试验温度	应力/MPa	平均对数疲劳寿命 $\overline{X}$	标准差 S	中值疲劳寿命 $N_{50}/10^3$
20℃	530	5.089	0.350	122.9
	490	5.299	0.149	199.4
	451	5.766	0.191	583.5
480℃	470	4.663	0.072	46.1
	431	4.885	0.161	76.8
	392	5.211	0.184	162.5
510℃	451	4.666	0.081	46.3
	412	5.016	0.128	103.8
	373	5.558	0.057	361.7

表 13.8-409　1Cr11MoV 钢的持久强度试验数据

试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa	
					σ_{10^4}	σ_{10^5}
500	392	64.5	16	80	305	271
	372	249	24	81		
	353	483.15	24	77		
	343	1 114.45	42	81		
	333	1 431.3	15	81		
	323	3 244	15	76		
	314	5 894.15	23	79		
	294	在试验中	—	—		

表 13.8-410　1Cr11MoV 钢的持久强度外推值

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa		温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法		L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
500	298	305	253	272	530	241		193	
505	288		243		535	232		183	
510	279		233		540	222		172	
515	270		223		545	213		160	
520	260		214		550	203	201	148	170
525	251		203						

表 13.8-411　1Cr11MoV 钢的持久强度

热处理制度	试验温度/℃	σ_{10^4}/MPa	σ_{10^5}/MPa
1 050℃空冷，680℃空冷	550	192 ~ 204	149 ~ 167
1 050℃ × 30 min 油冷，680℃ × 2 h 空冷	550	208	170
SQB40.38—88	550	196	127 ~ 147

表 13.8-412　1Cr11MoV 钢的蠕变试验数据

热处理制度	试验温度/℃	应力 σ/MPa											蠕变极限/MPa	
		314	274	235	206	196	176	167	147	137	127	88	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
		蠕变速率/10^{-5}%h^{-1}												
1 040℃ × 30 min 油冷 + 700℃ × 3 h 空冷	500	45.9	18.3	3.77	1.15		1.81						256	187
	520		84.8	14.1		2.33		1.02		0.43			227	159

续表 13.8-412

热处理制度	试验温度 /℃	应力 σ/MPa											蠕变极限/MPa	
		314	274	235	206	196	176	167	147	137	127	88	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
		蠕变速率/$10^{-5}\%h^{-1}$												
1 050℃×30 min油冷+680℃×2 h空冷	550							8.0	4.4		3.4	2.25 1.87		62
1 050℃油冷或空冷，680℃回火空冷	550													62
SQB40.38—88	550													88

表 13.8-413 1Cr11MoV 钢的 L-M 参数法外推蠕变极限

温度 /℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	温度 /℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	温度 /℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa
	L-M 法			L-M 法			L-M 法	
500	256	188	510	242	173	520	227	159
505	249	181	515	235	166			

表 13.8-414 1Cr12、1Cr13Mo、2Cr12MoVNbN、0Cr13 钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	技术条件	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	N	Nb	Nb+Ta
1Cr12	GB1220—92	≤0.15	≤0.50	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50~13.0					
1Cr13Mo	GB1220—92	0.08~0.18	≤0.60	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50~14.00	0.30~0.60				
2Cr12MoVNbN	GB1221—92	0.15~0.20	≤0.50	0.50~1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	10.00~13.00	0.30~0.90	0.10~0.40	0.05~0.10	0.20~0.60	
SUH600	JIS	0.15~0.20	≤0.50	0.50~1.00	≤0.040	≤0.030	≤0.60	10.00~13.00	0.30~0.90	0.10~0.40	0.05~0.10		0.20~0.60
0Cr13	GB1220—92	≤0.08	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	11.50~13.0					

表 13.8-415 1Cr12、1Cr13Mo、2Cr12MoVNbN、0Cr13 钢的力学性能

钢 号	技术条件	热处理制度			退火后硬度 HB	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J	HB
		退火	淬火	回火							
2Cr12MoVNbN	GB/T 1221—1992	850~950℃缓冷	1 100~1 170℃油冷或空冷	600℃以上空冷	≤269	≥835	≥685	≥15	≥30		≤321
SUH600	JIS	850~950℃缓冷	1 100~1 170℃油冷或空冷	600℃以上空冷		≥880	≥735	≥10	≥25		≤341
1Cr12	GB/T 1220—1992	800~900℃缓冷或 750℃快冷	950~1 000℃油淬	700~750℃快冷	≤200	≥590	≥390	≥25	≥55	≥118	≥170
1Cr13Mo	GB/T 1220—1992	800~900℃缓冷或 750℃快冷	970~1 020℃油淬	650~750℃快冷	≤200	≥685	≥490	≥20	≥60	≥78	≥192
0Cr13	GB/T 1220—1992	800~900℃缓冷或 750℃快冷	950~1 000℃油淬	700~750℃快冷	≤183	≥490	≥345	≥24	≥60		

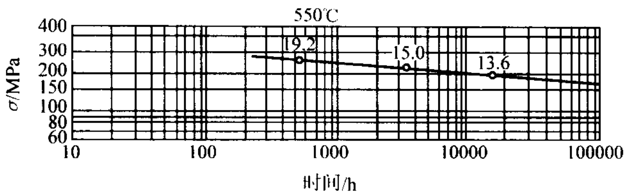


图 13.8-150 15X11MФ 钢 550℃下的持久强度曲线
图中数字为断裂伸长率 δ（%）

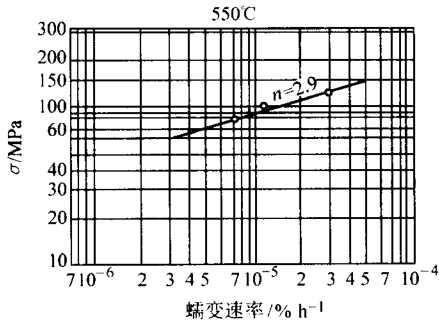


图 13.8-151 15X11MФ 钢 550℃下的蠕变速率与应力的关系
1 050℃油淬，725℃回火

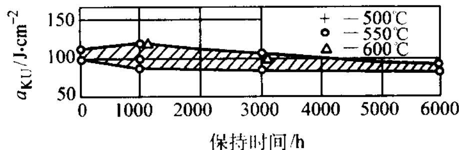


图 13.8-152 在不同温度下保持不同时间后的冲击韧度

2.3 1Cr12Mo

1Cr12Mo 是质量分数为 12%Cr 型马氏体硬化不锈钢，是根据美国 AISI 403 汽轮机叶片钢研制而成的。该钢具有较高的室温强度，较高的韧性和冷变形性能，较高的热强性和耐蚀性及良好的衰减性能。冶炼、锻压工艺稳定，成材率高，热处理工艺易于掌握等。

2.3.1 用途

该钢用于 450℃以下汽轮机叶片、压气机导向叶片，在我国 300 MW、600 MW 汽轮机中作为动、静叶片，还可用做其他耐腐蚀零件，例如发电机水箱、水箱环、中心管、水接头法兰等。

2.3.2 技术条件

表 13.8-416 和表 13.8-417 为 1Cr12Mo 钢的化学成分和力学性能。叶片钢调质后 δ 铁素体含量（体积分数）不得超过 5%；非金属夹杂物：电渣重熔钢应小于 2 级（ASTM 评级图），电炉钢应不大于 3 级（JK 评级图）。

2.3.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用电炉冶炼或电炉冶炼加电渣重熔。动叶片用钢应采用电炉冶炼加电渣重熔。

2）锻造 该钢锻造，加热：1 180℃，始锻：1 150℃，终锻：850℃。

3）热处理 该钢热处理，退火：860 ~ 950℃炉冷。淬火：940 ~ 970℃油冷，≥620℃回火，空冷。

4）焊接性能 该钢焊接性能受限制。

2.3.4 性能

1）物理性能 1Cr12Mo 钢的物理性能见表 13.8-418 和表 13.8-419。

2）力学性能

① 室温力学性能见表 13.8-420 ~ 表 13.8-423。

② 高温力学性能见表 13.8-424 和表 13.8-425。

③ 系列冲击功见表 13.8-426。

3）疲劳性能

① 旋转弯曲疲劳性能见表 13.8-427。

② 轴向拉压疲劳性能见表 13.8-428。

③ 腐蚀疲劳性能见表 13.8-429。

4）持久强度 该钢持久强度见表 13.8-430 和表 13.8-431。

5）蠕变极限 该钢蠕变极限见表 13.8-432 和表 13.8-433。

表 13.8-416 1Cr12Mo 钢化学成分（质量分数） %

钢号	技术条件 \ 元素	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
1Cr12Mo	GB/T 1221—1992	0.10 ~ 0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.030	0.30 ~ 0.60	11.50 ~ 13.00	0.30 ~ 0.60	
1Cr12Mo	SQB40.35—91	0.10 ~ 0.15	≤0.50	0.30 ~ 0.60	≤0.030	≤0.030	0.30 ~ 0.60	11.50 ~ 13.00	0.30 ~ 0.60	≤0.30

表 13.8-417 1Cr12Mo 钢力学性能

钢号	技术条件	热处理温度/℃			退火后硬度 HB	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J	HB
		退火	淬火	回火							
1Cr12Mo	GB/T 1221—1992	800 ~ 900 缓冷或 750 快冷	900 ~ 1 000 油淬	700 ~ 750 快冷	≤255	≥685	≥550	≥18	≥60	78	217 ~ 248
1Cr12Mo	SQB40.35—91	条钢，试样调质（纵向）				≥685	≥550	≥18	≥60	≥78	
		铣制叶片，调质（纵向）				≥690	≥550	≥20	≥60	≥80	217 ~ 248
		动叶片锻件，调质		纵向		690 ~ 900	550 ~ 760	≥20	≥60	≥55	223 ~ 248
				横向		690 ~ 900	550 ~ 760	≥18	≥55	≥55	223 ~ 248

表 13.8-418 1Cr12Mo钢的物理性能

项目 \ 温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
弹性模量 E/GPa	219	214	209	202	195	184	169
	203	202	196	184	169	150	
线胀系数 a_l (与20℃之间)/$10^{-6}K^{-1}$		10.4	10.6	10.9	11.3	11.6	12.0
		9.8	10.5	11.0	11.4	11.8	12.1
热导率 $\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$		24.9	25.9	26.9	27.9	28.7	
临界点/℃	A_{c1}：770℃；A_{c3}：810℃；M_s：250℃						
密度 $\rho/g\cdot cm^{-3}$	7.75						
泊松比 μ	0.31						

表 13.8-419 1Cr12Mo钢的衰减性能

热处理制度	应力/MPa	对数衰减率/10^{-2}	热处理制度	应力/MPa	对数衰减率/10^{-2}	热处理制度	应力/MPa	对数衰减率/10^{-2}
955℃油淬+620℃回火	36.75 58.02 64.88 66.44 69.19	0.313 0.523 0.572 0.532 0.595	955℃油淬+650℃回火	42.14 55.37 82.81 92.71 98.39	0.393 0.603 0.929 0.958 0.971	955℃油淬+700℃回火	31.65 41.85 50.37 77.91 80.16 89.38	0.488 0.588 0.651 1.077 1.027 1.029

表 13.8-420 1Cr12Mo钢的室温力学性能

统计值		σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_K	HB	备注
		MPa		%		J		
n = 157	平均值 95%上限值 95%下限值	599 658 541	753 824 685	25 31 18	69 74 63	— — —	— — —	试样经800~900℃退火，700~770℃快冷高温回火 调质：950~1 000℃油淬+650~710℃空冷 金相组织：回火索氏体
GB/T 8732—2004		550	685	18	60	78	217~248	

表 13.8-421 1Cr12Mo钢不同热处理制度下的室温力学性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_4	ψ	A_K/J	HB
	MPa		%			
970℃油冷，650℃空冷	662	804	20	68	101	255
970℃油冷，670℃空冷	608	775	23	64	140	241
970℃油冷，690℃空冷	579	745	25	70	139	235
970℃油冷，710℃空冷	539	706	26	71	150	215
970℃油冷，730℃空冷	515	696	28	70	148	217
970℃油冷，650℃空冷	662	819	20	66	103	255
970℃油冷，670℃空冷	618	784	26	65	120	241
970℃油冷，690℃空冷	598	765	23	70	141	241
970℃油冷，710℃空冷	549	721	26	69	169	229
970℃油冷，730℃空冷	534	716	28	70	164	220
970℃油冷，650℃空冷	632	799	25	65	119	255
970℃油冷，670℃空冷	618	780	23	59	140	241
970℃油冷，690℃空冷	588	760	25	67	131	241
970℃油冷，710℃空冷	593	760	24	65	155	239
970℃油冷，730℃空冷	549	721	26	69	—	222

表 13.8-422 1Cr12Mo 钢不同回火温度下的室温力学性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_4	ψ	A_K	HB
	MPa		%		/J	
970℃油冷，670℃空冷	647	804	26	71	196	248
970℃油冷，690℃空冷	628	789	27	71	203	245
970℃油冷，700℃空冷	579	775	28	71	213	241
970℃油冷，710℃空冷	579	750	28	72	251	229
970℃油冷，730℃空冷	569	740	26	70	207	229
970℃油冷，650℃空冷	667	809	21	69	123	255
970℃油冷，670℃空冷	623	799	24	70	155	243
970℃油冷，690℃空冷	632	775	25	71	157	241
970℃油冷，710℃空冷	603	760	27	71	157	238
970℃油冷，730℃空冷	564	711	25	71	147	232
970℃油冷，650℃空冷	657	799	23	64	91	252
970℃油冷，670℃空冷	652	799	24	68	106	252
970℃油冷，690℃空冷	628	780	23	65	140	242
970℃油冷，710℃空冷	583	750	27	70	181	238
970℃油冷，730℃空冷	574	731	25	69	174	229
970℃油冷，650℃空冷	672	804	24	68	126	252
970℃油冷，670℃空冷	642	789	24	65	118	246
970℃油冷，690℃空冷	632	780	25	65	111	241
970℃油冷，710℃空冷	593	755	26	68	143	237
970℃油冷，730℃空冷	583	745	25	68	138	235

表 13.8-423 1Cr12Mo 钢大截面不同温度回火后的力学性能

试料尺寸 /mm	热处理制度		取样位置	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_4	ψ	A_K/J	HB
	淬火温度/℃	回火温度/℃		MPa		%			
ϕ120	970	650 空冷	$\frac{1}{2}R$ 中心	623 618	780 784	25 25	71 67	195 165	241 241
		670 空冷	$\frac{1}{2}R$ 中心	608 593	765 760	26 27	70 70	195 188	241 241
		690 空冷	$\frac{1}{2}R$ 中心	603 574	760 750	27 26	72 72	179 179	229 241
		710 空冷	$\frac{1}{2}R$ 中心	583 579	745 740	28 28	72 73	185 205	229 229
		730 空冷	$\frac{1}{2}R$ 中心	520 510	701 692	28 26	71 72	199 205	217 217

表 13.8-424 1Cr12Mo 钢高温力学性能

热处理制度	温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_4/%	ψ/%
970℃油冷 + 680℃回火空冷	100	584	706	26	74
	200	559	682	22	71
	300	534	647	21	73
	400	505	618	20	70
	450	495	593	21	72
	480	476	539	22	75
	500	462	502	21	77

表 13.8-425 1Cr12Mo 钢高温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_4/%	ψ/%	备注
24	758	596	23.4	68.0	均为平均值
200	655	525	21.1	71.3	
300	625	515	19.5	69.6	
400	580	495	18.8	70.3	
450	545	476	19.3	71.3	
500	500	445	21.6	74.8	
550	435	390	24.8	79.7	

表 13.8-426 1Cr12Mo 钢系列温度冲击吸收功及 *FATT*

热处理制度	温度/℃	冲击吸收功 A_{KV}/J	$FATT_{50}$/℃	热处理制度	温度/℃	冲击吸收功 A_{KV}/J	$FATT_{50}$/℃
790℃油淬＋680℃回火	60 40 25 0 -10	203 180 196 176 184 182 133 — 137 147 124 116 105 102	-10	970℃油淬＋680℃回火	-20 -40 -60 -80	70 65 63 39 38 32 — 23 20 23 24 —	-10

表 13.8-427 1Cr12Mo 钢指定寿命 10^7 周次的疲劳极限

热处理制度	σ_{-1}/MPa
955℃淬火，650℃回火	400
960℃淬火，680℃回火	382

表 13.8-428 1Cr12Mo 钢轴向拉压疲劳性能

热处理制度	$R=\infty$		$R=2$		$R=2/3$		备注
	σ/MPa	N/次	σ/MPa	N/次	σ/MPa	N/次	
955℃油淬，660℃回火	421 392 372 353 333 314 314 294	5.4×10^4 1.64×10^5 2.0×10^5 1.05×10^5 8.57×10^5 $>1.04\times10^7$ $>1.01\times10^7$ $>1.18\times10^7$	372 343 314 284 274 265	4.0×10^4 1.49×10^5 3.95×10^5 8.19×10^5 7.277×10^6 $>1.02\times10^7$	265 245 225 216 206	4.3×10^4 7.4×10^4 5.41×10^5 2.064×10^6 $>1.0\times10^7$	R 为应力比，即：$R=\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$

表 13.8-429 腐蚀疲劳性能

热处理制度	试验介质	σ_{-1}（指定寿命 10^7）/MPa
960℃淬火，680℃回火	100℃水蒸气＋3.6%NaCl 溶液 80℃ 3%NaCl 溶液 80℃ 22%NaCl 溶液	137 127 98

表 13.8-430 1Cr12Mo 钢持久强度（单炉次等温直线外推）

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa	
						σ_{10^5}	σ_{10^5}
970～990℃×1 h，油冷 630～640℃×7 h，空冷	430	441 412 412 402 392 382 373	205.54 471.46 805.27 1 294.05 2 853.45 3 439.14 12 779.28	13 20 20 23 16 16 19	65 77 76 77 26 78 78	379	346

续表 13.8-430

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa	
						σ_{10^5}	σ_{10^5}
970～990℃×1 h，油冷 630～640℃×7 h，空冷	470	343 324 314 294 275 265	192.37 524.24 961.56 3 205.18 5 772.07 10 872.49	19 25 28 25 20 20	79 82 80 82 83 69	273	236
	510	294 275 255 235 216 196 186 176	53.15 112.05 275.07 590.19 1613.44 3 665.57 8 861.27 11 251.27	23 23 33 28 40 24 34 18	85 84 85 85 87 87 87 86	184	149
	550	216 186 167 147 137 127	54.24 302.01 689.02 1 637.24 1 885.0 3 034.5	23 38 31 27 30 33	89 90 90 90 91 91	116	85
960℃淬火， 680℃回火	450	441 392 372 343 314	875 2 227 >9 192 >9 096 >5 710	17 24	59 83		340
	510	294 274 265 245 226 201	540 783 1 288 4 397 2 518 >5 904	31 52 33 30 21 进行	78 81 64 86 78		151
560℃淬火， 680℃回火	500	314 294 275 255	192 506 698 3 810	53 42 34 41	79 77 81 82	236	
《西屋公司材料手册》 提供的数据（平均值）	450 500 550					310 220 125	260 156 85.5

表 13.8-431 1Cr12Mo 钢用 L-M 参数法和等温线法计算的持久强度

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa		温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法		L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
430	359	375	289		495	205		125	
435	348		276		500	193		113	
440	336		264		505	181		100	
445	324		252		510	169	184	89	113
450	312		239		515	156		78	
455	300		227		520	144		69	
460	289		214		525	132		61	
465	277		202		530	120		54	
470	265	266	189	215	535	108		49	
475	253		176		540	96		44	
480	241	265	164	150	545	85		41	
485	229		151		550	75	95	38	47
490	217		138						

表 13.8-432 1Cr12Mo 钢的蠕变极限

热处理制度：960℃淬火，680℃回火															备注
温度/℃	应力/MPa												蠕变极限/MPa		
	294		255		235		216		196		177				
	蠕变速率/10^{-5}%h^{-1}												$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	
500	2 900		605		205		68.8		37.2		9.5		178	145	
温度/℃	应力/MPa												蠕变极限/MPa		
	372	343	314	294	274	245	235	225	206	196	167	137			
	蠕变速率/10^{-5}%h^{-1}												$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	
450	2.17	0.83	1.16		0.65									319	
510					153		137			9.74	9.71	5.95		117	
480				42.6		4.29		3.53	1.88				240	211	
450 500 550													293 179 96.5	236 131 63.4	数据取自《西屋公司材料手册》，取其平均值

表 13.8-433 1Cr12Mo 钢用 L-M 参数法和等温线法计算的蠕变极限

温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa		$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
450	472	546	312	304
455	431		284	
460	398		259	
465	359		235	
470	327		214	
475	298		195	
480	272	283	177	181
485	248		161	
490	227		147	
495	207		133	
500	189	178	121	145
505	172		110	
510	157	158	100	104

2.4 1Cr12WMoV、15X12BHMΦ（ЭИ802）

1Cr12WMoV 钢是强化的 12%Cr 型钢，相当于前苏联的 15X12BHMΦ（ЭИ802）钢。在 580℃左右具有较高的热强性，持久塑性和组织稳定性。减振性能良好。用做 580℃以下的叶片材料。钢中还加入了相当数量的铁素体元素钨、钼和钒，组织内含有一定量的 δ 铁素体。为提高钢的淬透性，钢中还加入了质量分数为 0.6%左右的镍，以减少自由铁素体的含量，从而提高了钢的屈服强度。耐腐蚀性能较好，故亦可用做大型汽轮长叶片材料。该钢工艺性尚好，可以锻轧和模锻。

2.4.1 用途

该钢用做高压汽轮机高温段动、静叶片和围带，也用做长叶片和高压整锻转子。

2.4.2 技术条件

1Cr12WMoV 钢的化学成分与力学性能见表 13.8-434 和表 13.8-435。

2.4.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用电炉冶炼。

2）锻轧 该钢始锻温度为 1 200℃，终锻温度为 850℃，锻轧后缓冷。用做大型锻件时须防止 δ 铁素体沿晶界积聚。

3）热处理 该钢热处理，退火：900 ~ 950℃，缓冷；淬火：1 000 ~ 1 050℃，油淬；回火：680 ~ 700℃，空冷。

4）焊接 该钢手工焊焊条用热 817 或 OK6850，自动焊焊丝用 HCr12WMoV，焊剂用 804。焊前预热到 400 ~ 450℃，焊后缓冷到 150℃，保温 1 ~ 2 h 后进行回火处理，回火温度 740℃。

2.4.4 性能

1）物理性能 表 13.8-436 为 1Cr12WMoV 钢的物理性

能，图 13.8-153 为其减振性曲线。

2）力学性能　表 13.8-437 和表 13.8-438 为 1Cr12WMoV 钢的室温力学性能与高温力学性能。图 13.8-154 为回火温度与室温力学性能的关系曲线。

3）旋转弯曲疲劳性能　该钢旋转弯曲疲劳性能见表 13.8-439。

4）持久强度　表 13.8-440 和表 13.8-441 为 1Cr12WMoV 钢不同状态下的持久强度性能，表 13.8-442 为统计处理后的外推持久强度。图 13.8-155 为持久强度曲线，表 13.8-443 为图 13.8-155 中钢的化学成分。

5）蠕变极限　表 13.8-444 为不同状态下的 1Cr12WMoV 钢的蠕变极限，图 13.8-156 为 15X12BHMΦ 钢的蠕变曲线，图中Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ的化学成分见表 13.8-443。

6）抗松弛性能　该钢的抗松弛性能见表 13.8-445。

7）组织稳定性　该钢时效后的力学性能见表 13.8-446 和表 13.8-447。600℃以下，组织尚稳定。

8）抗氧化性　按其抗氧化性，该钢可在 600～650℃下长期使用。

表 13.8-434　1Cr12WMoV 钢化学成分（质量分数） %

钢号	技术条件＼元素	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Cu	Ti
1Cr12WMoV	GB/T 1221—1992	0.12～0.18	≤0.50	0.50～0.90	≤0.035	≤0.030	0.40～0.80	11.00～13.00	0.50～0.70	0.18～0.30	0.70～1.10		
1Cr12WMoV	GB/T 8732—2004	0.12～0.18	≤0.50	0.50～0.90	≤0.030	≤0.030	0.40～0.80	11.00～13.00	0.50～0.70	0.18～0.30	0.70～1.10	≤0.30	
15X12BHMΦ	ГОСТ5632	0.12～0.18	≤0.40	0.50～0.90	≤0.030	≤0.025	0.40～0.80	11.00～13.00	0.50～0.70	0.15～0.30	0.70～1.10		≤0.20

表 13.8-435　1Cr12WMoV 钢力学性能

钢号	技术条件	热处理制度			σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J
		退火	淬火	回火					
1Cr12WMoV	GB/T 1221—1992		1 000～1 050℃，油冷	680～700℃，空冷	≥735	≥585	≥15	≥45	≥47
1Cr12WMoV	GB/T 8732—2004		1 000～1 050℃，油淬	680～740℃，空冷	≥735	≥590	≥15	≥45	≥47
1Cr12WMoV	GB/T 1221—1984					≥586			（a_{KV}）≥59 J·cm^{-2}

表 13.8-436　1Cr12WMoV 钢的物理性能

密度/g·cm^{-3}	7.85	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
			810～820	880～900	740～760	650～670

温度/℃	20	200	300	400	500	580	650
弹性模量 E/GPa	212	202	196	190	180	167	155

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	24.7	25.5	26.0	26.4	26.8	27.2	27.2	27.6
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	10.1	10.4	10.7	11.1	11.5	11.8		

表 13.8-437 1Cr12WMoV 钢的室温力学性能

钢 号	热处理制度	取样部位	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HB	E /MPa
			MPa		%				
1Cr12 WMoV	1 000～1 050℃油淬，680～740℃回火空冷	中心	842	692	18	55	74	266	
		$\frac{1}{2}R$处	837	692	18	57	75	266	
		边缘	844	698	18	57	80	269	
		平均	841	694	18	56	76	267	
15X12 BHMΦ	1 000℃油淬，680℃回火 10 h		870	735	15	50	93	269	211 700
	1 000℃油淬，710℃回火 2 h		830	670	15	59	62		
	1 130～1 150℃正火，1 050～1 060℃油淬，720℃回火 14 h 炉冷		675	500	16～18	50～57	59～57	217～229	

表 13.8-438 1Cr12WMoV 钢的高温力学性能

试样状态	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
ϕ90、ϕ120 棒材 1 000℃油淬 680℃回火保温 10 h HB = 269 纵向试样	20	750	890	15.0	58.5	95
	200	650	750	14.0	66.0	155
	300	630	730	14.0	63.0	150
	400	600	685	14.5	62.0	150
	500	530	560	18.0	78.0	120
	550	465	515	19.0	71.5	135
	580	425	445	21.0	86.0	130
	600	360	380	23.0	88.0	135
	625	310	330	24.0	87.0	145
	650	280	300	26.0	86.5	155
ϕ40 棒材 1 000℃油淬 710℃回火保温 2 h HB = 248	20	685	845	14.5	59.0	63
	500	460	535	14.5	61.0	
	550	425	465	15.5	70.0	108
	600	340	375	18.5	76.5	130
12 t 钢锭、ϕ820 锻件 1 130～1 150℃正火 1 050～1 060℃淬火油冷 720℃回火 14 h 炉冷 HB = 217～229 切向试样	20	510	690	16～18	50～57	60～75
	200	430	590	16.0	50.0	110
	400	410	540	13.0	48.0	110
	500	360	430	15.0	55.0	120
	550	310	350	23.0	65.0	120
	580	270	290	27.0	82.0	150
	600	260	280	27.0	80.0	130
100～1 050℃油淬 680～740℃回火	540		499	31.0	75.0	155
	570		439	30.0	81.0	162

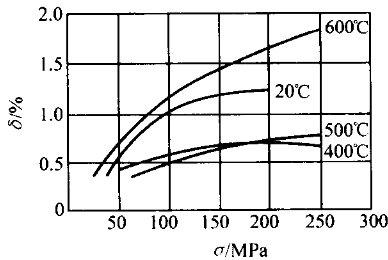


图 13.8-153 1Cr12WMoV 钢减振性曲线

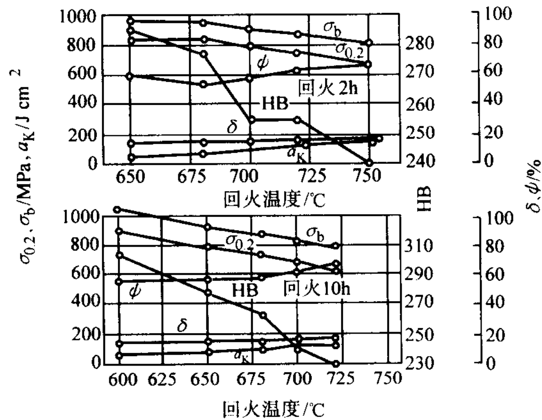


图 13.8-154 1Cr12WMoV 钢回火温度与室温力学性能的关系
1 000℃油淬，取自 ϕ90 棒材，纵向试样

表 13.8-439 1Cr12WMoV 钢不同温度下的旋转弯曲疲劳极限

试样状态	试验温度/℃	指定寿命 10^7	
		σ_{-1}/MPa	σ_{-1H}/MPa
1 000℃油淬，680℃回火（$\sigma_{0.2}$ = 735 MPa）	20	373	165
$\sigma_{0.2}$ = 686 MPa	20 580 600	373 ~ 412 294 284	

表 13.8-440 1Cr12WMoV 钢的持久强度

试样状态	试验温度/℃	σ_{10^4}	σ_{10^5}	持久强度试验最长断裂时间/h
		MPa		
棒材，1 000℃油淬 + 680℃回火 纵向试样 室温 $\sigma_{0.2}$ = 750 MPa HB = 269	500 550 565 580 600	 250 240 185 140 ~ 165	 220 200 160 130	
ϕ820 锻件 1 130 ~ 1 150℃正火 1 050 ~ 1 060℃油淬 720℃回火炉冷 切向试样 室温 $\sigma_{0.2}$ = 510 MPa HB = 217 ~ 229	550 565 580 600	180 130	160 140 120	
1 050℃油淬 720℃回火空冷	580	213	184	8 442
1 050℃油淬 700℃回火空冷	580	214	184	7 417

表 13.8-441 1Cr12WMoV 钢的持久强度性能数据

温度/℃	试验应力/MPa	断裂时间/h	δ	ψ	等温外推强度/MPa	
			%		σ_{10^4}	σ_{10^5}
540	294	370.3 155.4 314.8	17 24 19	73 71 75	234	201
	274	1 376.3 647 912	26 26 28	73 77 64		
	255	4 887 4 774 3 989.3 3 787.4 4 779.4	23 22 29 23 13	71 69 69 73 77		
	216	22 947 20 056 25 221.3 23 949.7	17 16 33 26	51 57 51 59		
570	353	0.55	26	73	188	160
	294	5.6 6.1	26 26	77 73		
	275	36.1 58.5	24 43	81 71		
	255	168.4 154.8	30 29	73 79		

续表 13.8-441

温度/℃	试验应力/MPa	断裂时间/h	δ	ψ	等温外推强度/MPa	
			%		σ_{10^4}	σ_{10^5}
570	235	889.5 841.5 321.2	26 34	75 79	188	160
	216	2 887.3 3 321.7 351.4	20 19 28	79 81		
	177	12 660.2 13 333.2	20 14	30 26		
580	304	78 104			200	171
	275	44				
	245	248 178				
	225	2 000 1 534 4 014				
	216	8 442 4 834	36 9.0	7.5 39		
	216	7 417 2 382 1 705	10	36		
	186	2 106				
600	196 176 137	342.8 1 347.3 6 404.8	26 27 11	79 67 12	132	100
630	176	23.8	29	83		

表 13.8-442 1Cr12WMoV 钢经统计处理后的外推持久强度

温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa		温度/℃	σ_{10^4}/MPa		σ_{10^5}/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法		L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
540	237	235	199	180	580	165	208	117	175
550	219		180		590	145		95	
560	202		160		600	123	132	76	100
570	184	186	139	147					

表 13.8-443 图 13.8-155 中钢的化学成分（质量分数） %

材料代号	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	S	P	备注
Ⅰ	0.17	0.22	0.64	13.15	0.20	0.85	0.46	0.20	0.028	0.024	ϕ40
Ⅱ	0.12	0.25	0.60	12.30	0.50	0.90	0.55	0.23		0.010	ϕ90
Ⅲ	0.13	0.22	0.85	11.85	0.71	0.66	0.48	0.19	0.008	0.012	ϕ120
Ⅳ	0.13	0.32	0.78	11.00	0.70	0.71	0.45	0.20	0.023	0.022	ϕ820

表 13.8-444 不同状态下 1Cr12WMoV 钢的蠕变极限

试验温度/℃	蠕变 $\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa			
	型材试样	12 t 锻件切向试样	棒材，1 000℃油淬，680℃回火，纵向试样，室温 $\sigma_{0.2}$ = 750 MPa	ϕ820 锻件，1 130 ~ 1 150℃正火，1 050 ~ 1 060℃油淬，720℃回火炉冷，切向试样，室温 $\sigma_{0.2}$ = 510 MPa
500	106		196.0	
550	98	74	98.0	74.0
	98 118 74			
565	88 78 59	59	78.4	59.0
580	69 69 54	49	68.6	54.0
600	59	44	49.0	49.0

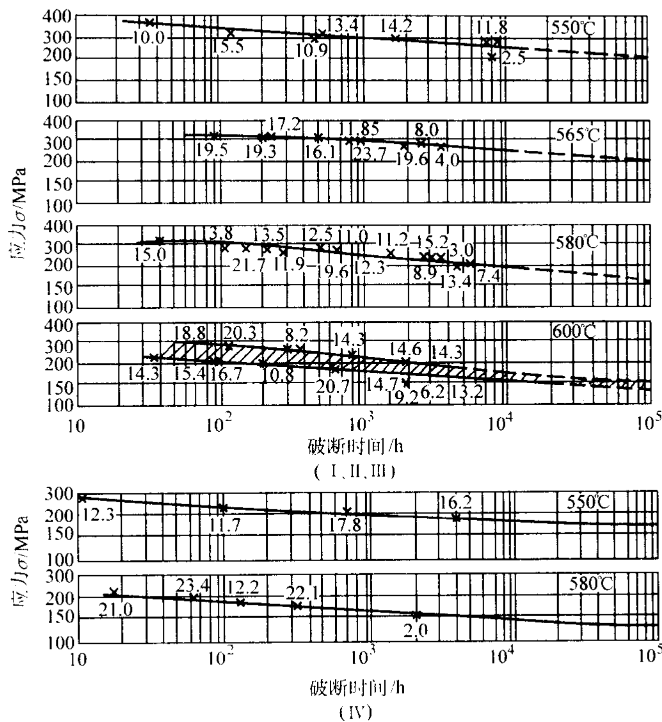


图 13.8-155 15X12BHMΦ 钢的持久强度曲线

图中的数字为试样的断裂伸长率（%），Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ为试验用材料代号；试验用材料的化学成分见表 13.8-434

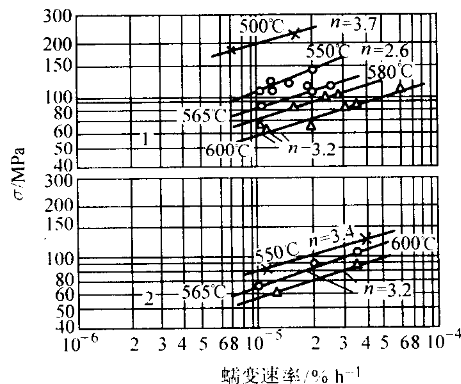


图 13.8-156 15X12BHMΦ 钢的蠕变曲线

1—Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ 2—Ⅳ

材料化学成分见表 13.8-443

表 13.8-445 1Cr12WMoV 钢的抗松弛性能

初应力 σ_0 /MPa	温度 /℃	在下列时间（h）下的剩余应力值/MPa		
		100	500	1 000
343	565	157	137	118
初应力 σ_0 /MPa	温度 /℃	在下列时间（h）下的剩余应力值/MPa		
		3 000	5 000	10 000
343	565	108	88	69

表 13.8-446 1Cr12WMoV 钢时效后的力学性能

时效温度 /℃	时效时间 /h	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
540	1 000	685	851	14	47	35	272

表 13.8-446

时效温度 /℃	时效时间 /h	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
540	3 000	687	869	17	48	33	266
	5 000	706	887	17	49	36	263
	8 000	686	743	16	45	34	269
	10 000	681	862	16	46	31	263
570	1 000	685	851	17	47	44	272
	3 000	674	860	17	45	34	266
	5 000	668	840	18	50	38	255
	8 000	679	839	15	49	36	266
	10 000	650	828	18	51	36	257

表 13.8-447 1Cr12WMoV 钢时效后的力学性能

时效状态			$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_K /J·cm^{-2}
时效温度 /℃	时效负载 /MPa	时效时间 /h	MPa		%			
未时效			705	875	14.5	52.5	248	70
550	无负载	5 000	655	818	16.0	51.5	229～241	42
600	无负载	5 000	629	799	15.4	52.5	241	39
600	98	2 012	617	810	16.0	52.5		53

2.5 1Cr11Ni2W2MoV

1Cr11Ni2W2MoV 是 12%铬型马氏体热强不锈钢。该钢的室温强度、持久强度均较高，并有良好的韧性和抗氧化性能，在淡水和湿空气中有较好的耐蚀性。该钢适用于制造在 550℃以下及潮湿条件下工作的承力件。相近牌号有俄罗斯的 13X11H2B2MФ、ЭИ961。材料的技术标准见表 13.8-448。

表 13.8-448 1Cr11Ni2W2MoV 钢钢材的技术标准

品种	技术标准
棒材	GJB 2294—1995《航空用不锈钢及耐热钢棒规范》
	HB 5270—1983《航空发动机转动件用高级优质不锈钢钢棒》
板材	GJB 2295—1995《航空用不锈钢冷轧薄板规范》
锻件	HB 5024—1989《航空用钢锻件》

（1）化学成分

该钢的化学成分见表 13.8-449（GJB2294—1995）。

表 13.8-449 1Cr11Ni2W2MoV 钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	W	Mo	V
0.10～0.16	≤0.60	≤0.60	≤0.025	≤0.030	10.50～12.00	1.40～1.80	1.50～2.00	0.35～0.50	0.18～0.30

（2）热处理制度

该钢棒材及锻件预备处理：1 000～1 020℃正火＋680～720℃回火；最终处理：（1）1 000～1 020℃，油淬或空冷＋540～590℃，回火；（2）1 000～1 020℃，油淬或空冷＋660～710℃，回火。板材 1 000～1 020℃，油淬或空冷＋660～710℃，回火。

（3）品种规格与供应状态

1）品种规格见表 13.8-450。

表 13.8-450 1Cr11Ni2W2MoV 钢的品种规格

状态	技术标准		
	圆钢	板材	锻件
热轧	GB/T 702—2004	GB/T 709—1988	—
锻材	GB/T 908—1987	—	按需供应
冷轧	—	GB/T 708—1988	—

2）热加工用钢棒以高温回火状态供应；切削加工用钢棒以正火＋高温回火状态供应；钢板以高温回火状态供应。

（4）熔炼与铸造工艺

该钢可用电弧炉、电弧炉加电渣重熔、真空感应、真空自耗等工艺冶炼。

（5）应用概况与特殊要求

该钢已在多种航空发动机上用于制造压气机盘、压气机叶片、涡轮轴及压缩弹簧等零件。在海水及海洋性气候中使用时耐腐蚀性能较差。

2.5.1 物理及化学性能

（1）热性能 1Cr11Ni2W2MoV 钢的热导率见表 13.8-451。比热容见表 13.8-452。线胀系数见表 13.8-453。

表 13.8-451 1Cr11Ni2W2MoV 钢的热导率

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	20.9	22.2	23.9	25.5	27.2	28.1	28.5	28.9	30.1

表 13.8-452 1Cr11Ni2W2MoV 钢的比热容

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	481	515	557	595	678	783	1 013

表 13.8-453　1Cr11Ni2W2MoV 钢的线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 450	20 ~ 500	20 ~ 600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	9.3	10.3	10.8	11.3	11.5	11.7	12.2

(2) 密度

该钢的密度 $\rho = 7.8\ g/cm^3$。

(3) 化学性能

该钢在 700℃的空气中具有稳定的抗氧化性能，属于完全抗氧化级。不同温度回火对盐雾腐蚀失重的影响见图 13.8-157。1Cr11Ni2W2MoV、1Cr17Ni2 及 1Cr12Ni2WMoVNb 三种钢的耐应力腐蚀性能比较见表 13.8-454。不同淬火冷却速度对耐腐蚀性能的影响见图 13.8-158。

2.5.2　力学性能

(1) 技术标准规定的性能

该钢技术标准规定的性能见表 13.8-455。

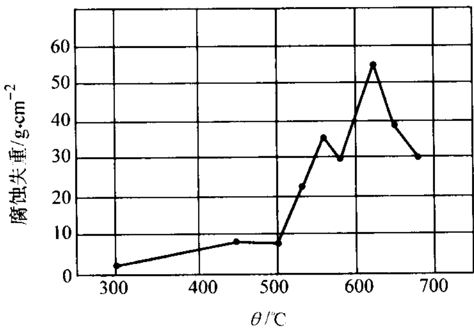


图 13.8-157　回火温度对盐雾腐蚀失重的影响

试验方法 HCS 209—66；

试验介质 3.5% NaCl 溶液；

试验温度 (35 ± 1)℃；试验时间 100 d；

热处理状态 1 010℃油淬 + 回火

表 13.8-454　1Cr11Ni2W2MoV 等三种钢的耐应力腐蚀性能比较

试验方法	1Cr11Ni2W2MoV		1Cr17Ni2		1Cr12Ni2WMoVNb	
	施加应力/MPa	至破断时间/h	施加应力/MPa	至破断时间/h	施加应力/MPa	至破断时间/h
恒应力	815	63	665	43	815	> 500
恒应变	815	192	665	456	815	> 4 320

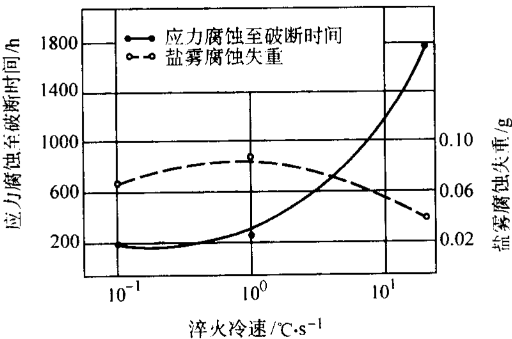


图 13.8-158　淬火冷速对耐腐蚀性能的影响

试验介质 3.5% NaCl 溶液；

试验温度 (35 ± 1)℃；盐雾腐蚀持续 100 d；

应力腐蚀施加应力 815 MPa；

热处理状态 1 010℃，不同冷速淬火 + 560℃，空冷

表 13.8-455　1Cr11Ni2W2MoV 钢技术标准规定的性能

技术标准	热处理制度		取样方向	σ_b /MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /kJ·m⁻²	HBS
	淬火	回火		≥					
GJB 2294—1995 HB 5270—1983 HB 5024—1989	1 000 ~ 1 020℃ 油淬或空冷	540 ~ 590℃	纵向	1 080	885	12	50	690	311 ~ 388
		660 ~ 710℃		885	735	15	55	880	269 ~ 321
HB 5270—1983		540 ~ 560℃	横向	1 030	835	8	30	345	311 ~ 388
		660 ~ 710℃		835	685	9	35	440	269 ~ 321
GJB 2295—1995		660 ~ 710℃	纵向	835	—	14	—	—	—

(2) 室温及各种温度下的力学性能

该钢不同温度回火后的硬度变化如图 13.8-159 所示。棒材室温抗拉强度生产检验数据统计见表 13.8-456 和表 13.8-457。棒材室温拉伸性能见表 13.8-458。拉伸应力 - 应变曲线如图 13.8-160 所示。棒材在不同温度下的拉伸性能见表 13.8-459。不同温度下板材的拉伸性能见表 13.8-460。不同温度回火对拉伸性能的影响见表 13.8-461。淬火温度对拉伸性能的影响如图 13.8-161 所示。淬火冷速对拉伸性能的影响如图 13.8-162 所示。低温拉伸性能见表 13.8-462。电渣重熔钢与非真空熔炼钢的室温拉伸性能比较见表 13.8-463。

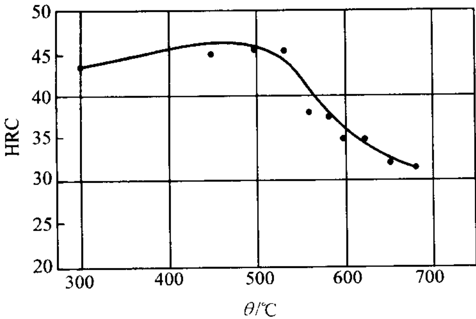


图 13.8-159　回火温度 (θ) 对硬度的影响

热处理状态 1 010℃，油冷 + 回火

表 13.8-456　1Cr11Ni2W2MoV 钢棒材室温抗拉强度生产数据统计表

项目	S	A	B	$\overline{X}$	s (差值)
σ_b/MPa	1 080	—	1 085	1 200	83
$\sigma_{p0.2}$/MPa	885	900	990	1 095	76

注：1 000 ~ 1 020℃油冷，540 ~ 600℃空冷。

表 13.8-457　棒材室温抗拉强度生产数据统计表

项目	S	A	B	$\overline{X}$	s（差值）
σ_b/MPa	885	900	930	970	28
$\sigma_{p0.2}$/MPa	735	745	790	850	42

注：1 000～1 020℃油冷，660～710℃空冷。

表 13.8-458　1Cr11Ni2W2MoV 钢棒材室温拉伸性能

热处理制度	$\sigma_{p0.01}$/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
1 010℃油淬＋560℃回火	680	945	1 105	18.0	76.5

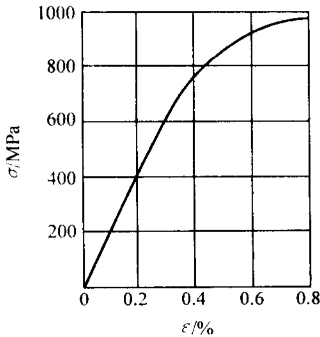


图 13.8-160　拉伸 $\sigma-\varepsilon$ 曲线
热处理状态 1 000℃，油冷＋560℃，空冷

表 13.8-459　1Cr11Ni2W2MoV 钢棒材在不同温度下的拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	$\sigma_{p0.01}$/MPa	S_K/MPa	δ_5/%	ψ/%
1 000℃正火＋680℃回火＋1 000℃油淬＋570℃回火	20	1 225	1 030	745	1 960	15	55
	300	1 080	950	655	1 960	14	55
	400	1 030	855	550	1 960	14	56
	450	980	825	470	1 910	14	57
	500	885	715	390	1 785	14	60
	550	785	490	295	1 620	15	60
1 000℃正火＋680℃回火＋1 000℃油淬＋680℃回火	20	930	805	715	—	16.5	64
	500	665	—	—	—	19.8	80
	550	570	—	—	—	22.2	84.7
	600	465	—	—	—	23.5	88.4
	650	380	—	—	—	30.7	91.9

表 13.8-460　1Cr11Ni2W2MoV 钢不同温度下板材的拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	δ_{10}	热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	δ_{10}
		MPa		%			MPa		%
1 000℃正火＋730～750℃保温时间不少于2 h，空冷	20	635	440	19	1 000℃正火＋620～680℃空冷	500	635	—	10
	300	540	—	18		600	490	—	20
	400	490	—	17	1 000℃正火＋530～580℃空冷	20	1 175	980	9
	500	440	—	17		300	1 130	—	19
	600	345	—	28		400	1 080	—	12
1 000℃正火＋620～680℃空冷	20	835	—	17		500	1 030	—	12
	300	785	—	10		600	635	—	16
	400	735	—	10					

表 13.8-461　不同温度回火对 1Cr11Ni2W2MoV 钢拉伸性能的影响

淬火	回火温度/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	$\sigma_{p0.01}$	δ_5	ψ	淬火	回火温度/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	$\sigma_{p0.01}$	δ_5	ψ
		MPa			%				MPa			%	
1 000℃油淬	430	1 420	1 245	1 060	14.2	55.3	1 000℃油淬	640	980	875	755	15.0	62.0
	480	1 430	1 185	1 040	15.5	58.5		680	930	805	715	16.5	64.0
	530	1 400	1 165	1 050	15.4	59.8		700	920	785	705	16.0	66.0
	580	1 130	980	900	12.0	60.0		715	885	765	685	16.8	66.0
	615	1 030	885	815	15.0	61.0							

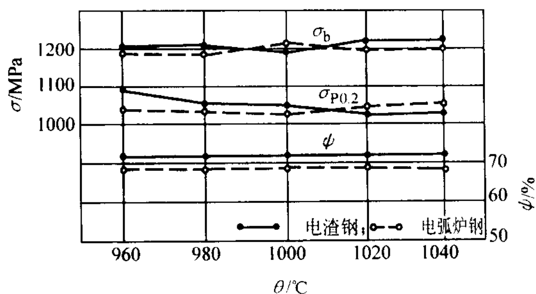


图 13.8-161 淬火温度对拉伸性能的影响

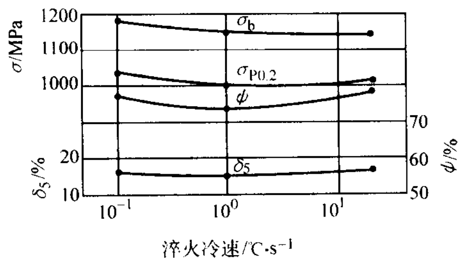


图 13.8-162 淬火冷速对拉伸性能的影响

热处理状态 1 010℃，淬火 + 560℃，回火

表 13.8-462 1Cr11Ni2W2MoV 钢的低温拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	δ_{10}	ψ	热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	δ_{10}	ψ
		MPa		%				MPa		%	
1 000℃油淬 + 580℃空冷	−70	1 195	1 060	17	57	1 000℃油淬 + 580℃空冷	−196	1 450	1 315	15	44

表 13.8-463 1Cr11Ni2W2MoV 钢室温拉伸性能比较

熔炼方法	取样方向	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	熔炼方法	取样方向	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
电渣重熔	纵向	1 080 ~ 1 275	980 ~ 1 130	12 ~ 17	60 ~ 70	非真空熔炼	纵向	1 080 ~ 1 275	980 ~ 1 130	12 ~ 17	50 ~ 60
	横向	1 130 ~ 1 275	980 ~ 1 130	10 ~ 15	55 ~ 65		横向	1 080 ~ 1 180	885 ~ 980	10 ~ 12	36 ~ 46

(3) 冲击性能

回火温度对冲击韧度的影响如图 13.8-163 所示。室温冲击韧度生产检验数据统计见表 13.8-464。低温冲击韧度见表 13.8-465。不同温度长期保温后的冲击韧度见表 13.8-466。电渣重熔钢与电弧炉熔炼钢的冲击韧度比较见表 13.8-467。淬火温度对冲击韧度的影响如图 13.8-164 所示。淬火冷速对冲击韧度的影响如图 13.8-165 所示。

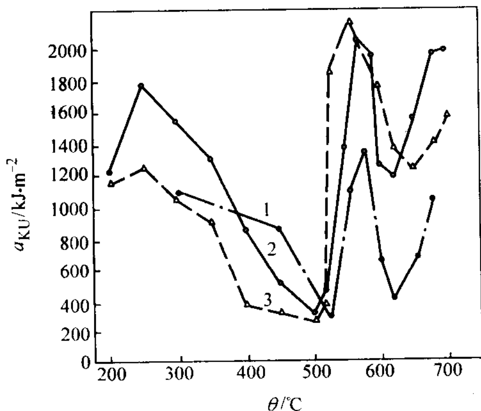


图 13.8-163 回火温度对冲击韧度的影响

热处理状态 1 000 ~ 1 020℃，油淬 + 回火

表 13.8-464 1Cr11Ni2W2MoV 钢室温冲击韧度生产检验数据统计

项目	S	max	min	$\overline{X}$	s
a_{KU}/kJ·m^{-2}	690	1 980	820	1 650	300

表 13.8-465 1Cr11Ni2W2MoV 钢低温冲击韧度

θ/℃		0	−20	−40	−70
a_{KU}/kJ·m^{-2}	电渣重熔	2 650	1 150	820	270
	电炉熔炼	1 470	1 290	520	220

表 13.8-466 1Cr11Ni2W2MoV 钢不同温度长期保温后的冲击韧度

保温温度和时间	400℃，2 000 h	500℃，2 000 h	550℃，2 000 h
a_{KU}/kJ·m^{-2}	810	510	340

表 13.8-467 电渣重熔钢与电弧炉熔炼钢（1Cr11Ni2W2MoV）的冲击韧度比较

熔炼方法与取样方向	电弧炉		电渣重熔	
	纵向	横向	纵向	横向
a_{KU}/kJ·m^{-2}	690 ~ 880	390 ~ 690	980 ~ 1 470	690 ~ 980

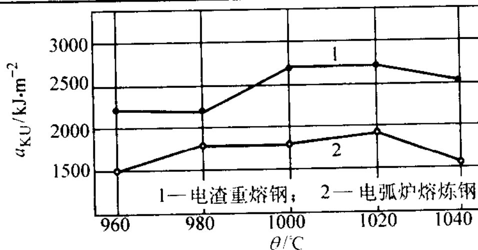


图 13.8-164 淬火温度对冲击韧度的影响

热处理状态 淬火 + 560℃，回火

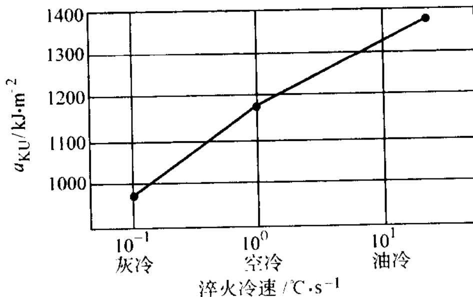


图 13.8-165 淬火冷速对冲击韧度的影响

热处理状态 1 010℃，淬火 + 560℃，回火

(4) 持久和蠕变性能

该钢的高温持久性能见表 13.8-468。高温蠕变性能见表 13.8-469 和图 13.8-166 ~ 图 13.8-168。

表 13.8-468 1Cr11Ni2W2MoV 钢的高温持久性能

热处理制度	θ /℃	σ_{100} /MPa	σ_{500} /MPa	$\sigma_{1\,000}$ /MPa	$\sigma_{2\,000}$ /MPa
1 000 ~ 1 020℃油淬 + 560 ~ 580℃空冷	400	815	785	765	755
	450	715	—	—	—
	500	510	450	440	420
	550	430	—	—	—
1 000 ~ 1 020℃油淬 + 660 ~ 680℃空冷	500	450	400	390	380
	550	345	305	285	275
	600	245	205	185	165

表 13.8-469 1Cr11Ni2W2MoV 钢的高温蠕变性能

热处理制度	θ /℃	$\sigma_{p0.2/100}$ /MPa	$\sigma_{p0.2/500}$ /MPa	$\sigma_{p0.2/1\,000}$ /MPa	$\sigma_{p0.2/2\,000}$ /MPa
1 000 ~ 1 020℃油淬 + 560 ~ 580℃空冷	400	540	490	460	440
	500	295	235	215	205
	550	175	—	—	—
1 000 ~ 1 020℃，油淬 + 660 ~ 680℃空冷	550	255	175	145	125
	600	145	—	—	—

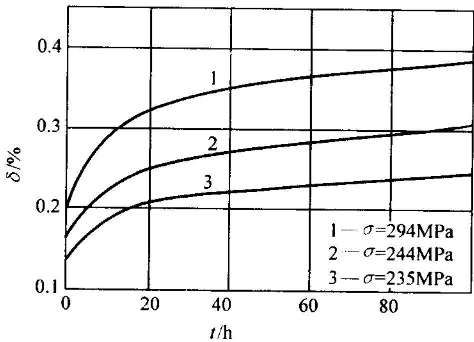


图 13.8-166 500℃下的蠕变曲线

热处理状态 1 000 ~ 1 020℃，油淬 + 560 ~ 580℃，回火

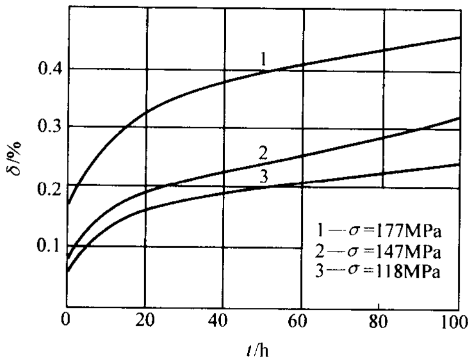


图 13.8-167 550℃下的蠕变曲线

热处理状态 1 000 ~ 1 020℃，油淬 + 560 ~ 580℃，回火

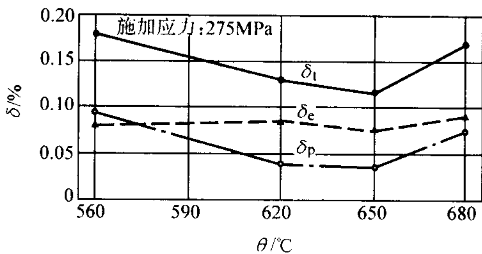


图 13.8-168 回火温度对 500℃蠕变性能的影响

热处理状态 1 010℃，油淬 + 回火

(5) 疲劳性能

该钢在不同温度下的旋转弯曲光滑（$K_t = 1$）及缺口（$K_t = 2.4$）试样疲劳强度极限见表 13.8-470。550℃下的旋转弯曲光滑试样疲劳曲线如图 13.8-169 所示。

表 13.8-470 1Cr11Ni2W2MoV 钢不同温度下的旋转弯曲光滑及缺口试样疲劳强度极限（10^7 次）

θ/℃	20	450	500	550
σ_{-1}/MPa	550	490	430	420
σ_{-1H}/MPa	325	285	245	275

注：1 000℃油冷，560 ~ 580℃空冷。

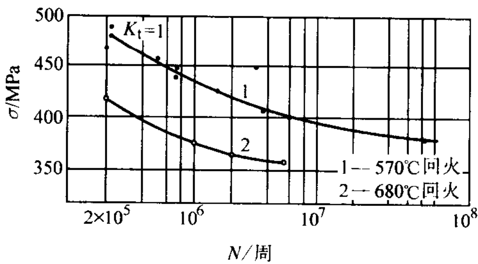


图 13.8-169 550℃下的旋转弯曲光滑试样 S - N（$K_t = 1$）曲线

(6) 弹性性能

该钢的弹性模量见表 13.8-471。

表 13.8-471 1Cr11Ni2W2MoV 钢弹性模量

θ/℃	20	300	400	450	500	550	600
E/GPa	196	172	162	154	142	123	109

(7) 断裂性能

1) 不同温度回火后的断裂韧度变化如图 13.8-170 所示。

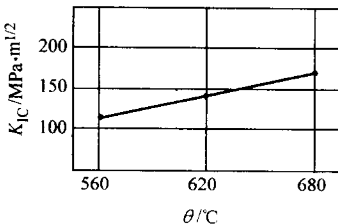


图 13.8-170 回火温度对断裂韧度的影响

热处理状态：1 010℃，油淬 + 回火

2）在3.5%NaCl溶液中，裂纹起始时间与回火温度的关系如图13.8-171所示。

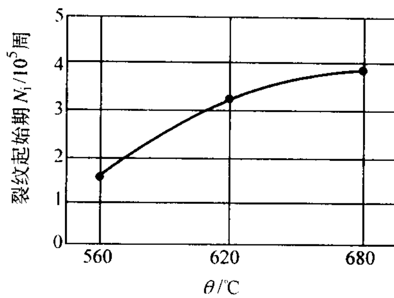


图13.8-171 裂纹起始 N_i 与回火温度的关系

3.5%NaCl溶液；

$a_0=0.2$ mm，$\Delta\sigma=180$ MPa；

$K_t=6.7$，缺口尖端 $r=0.06$ mm；

应力比 $R=-1$，频率 $f=140$ Hz

3）在3.5%NaCl溶液中，裂纹扩展速率 da/dN 与回火温度的关系如图13.8-172所示。

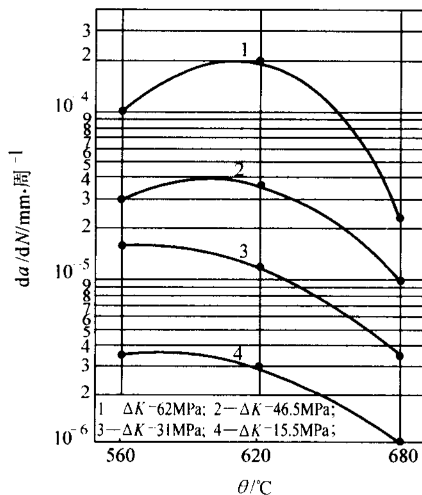


图13.8-172 回火温度对 da/dN 的影响

$R=-1$，$f=140$ Hz；

试验介质 3.5%NaCl溶液；

热处理状态 1 010℃，油淬+回火

2.5.3 组织结构

（1）相变温度

该钢的相变温度见表13.8-472。

表13.8-472 1Cr11Ni2W2MoV钢相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s
θ/℃	735～785	885～920	279～345

（2）合金的组织结构

该钢淬火状态下的组织为板条马氏体+少量δ铁素体。300℃回火析出针状的M_3C（Fe_3C）型碳化物；400～500℃回火析出M_7C_3（主要为Cr_7C_3）型碳化物，伴有少量的M_2X型碳化物析出；500～600℃回火析出的碳化物为M_2X和$M_{23}C_6$；600℃以上回火析出的碳化物主要为$M_{23}C_6$，并有聚集长大现象。

2.5.4 工艺性能与要求

（1）成形性能

1）锻造温度范围为1 180～850℃，锻后需缓冷。

2）极限拉伸系数为2.15，工作拉伸系数为极限拉伸系数的85%～90%。

（2）焊接性能

该钢可用各种焊接方法焊接，焊后需经550～580℃回火，以消除内应力。

（3）零件热处理工艺

1）锻件的预先热处理 730～750℃，炉冷到500℃以下出炉空冷。大型锻件采用：990～1 010℃，空冷，随后730～750℃，空冷。

2）零件的最终热处理 按HB/Z80—1997《航空用不锈钢和耐热钢热处理说明书》规定，见表13.8-473。

表13.8-473 1Cr11Ni2W2MoV钢零件的最终热处理

淬火	按强度选择回火温度		按硬度选择回火温度		冷却介质
	σ_b /MPa	回火温度 /℃	HBS	回火温度 /℃	
990～1 010℃油冷或空冷	<880	680～740	285～241	680～740	空气
	880～1 080	640～680	320～269	650～710	
	>1 080	550～590	388～311	550～590	

（4）表面处理工艺

在500℃以下工作的耐磨零件，可进行渗氮处理。渗氮工艺见表13.8-474。

（5）切削加工与磨削性能

该钢正火+高温回火状态下切削加工没有困难。

表13.8-474 1Cr11Ni2W2MoV钢的渗氮工艺

渗氮温度/℃	保温时间/h	渗氮层厚度/mm	渗氮层硬度HV
560	48	0.20～0.28	900～950
600	8～16	0.11～0.22	850～900
600	24	0.22～0.30	750～800

2.6 2Cr12NiMoWV（C-422）

2Cr12NiMoWV钢是强化的12%Cr型马氏体耐热不锈钢，由于其合金元素Cr、W、Mo含量略高，故强度较1Cr12WMoV钢高。该钢缺口敏感性小，具有良好的减振性和抗松弛性，综合性能较好。该钢相当于美国的C-422钢和日本的SUH616钢。

2.6.1 用途

该钢用于550℃以下汽轮机叶片、转带及工作温度不超过540℃的螺栓、阀杆等，最高使用温度649℃。当用于低应力抗氧化零件时，使用温度可达到788℃。

2.6.2 技术条件

2Cr12NiMoWV钢的化学成分与力学性能见表13.8-475和表13.8-476。

2.6.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用电炉加电渣重熔，真空加电渣重熔或自耗电极重熔。

2）热加工 该钢加热温度为1 180℃，始锻温度为1 150℃，终锻温度为850℃。锻后缓冷。

3）热处理 该钢退火：830～900℃炉冷；淬火：965～995℃油淬；≥650℃回火，空冷（适用于叶片）。用于螺栓时，980～1 040℃油淬，650～750℃回火，空冷。

美国Grucible钢铁公司推荐的热处理制度为：淬火1 038℃油冷。当要求高强度时，回火温度为527℃；当要求长期高温性能时，回火温度为650℃或更高。

表 13.8-475　2Cr12NiMoWV 钢的化学成分（质量分数）　%

钢号	技术条件	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W
2Cr12NiMoWV	GB/T 1221—1992	0.20~0.25	≤0.50	0.50~1.00	≤0.035	≤0.030	0.50~1.00	11.00~13.00	0.75~1.25	0.20~0.40	0.70~1.25
2Cr12NiMo1W1V	GB/T 8732—2004	0.20~0.25	≤0.50	0.50~1.00	≤0.030	≤0.030	0.50~1.00	11.00~12.50	0.90~1.25	0.20~0.30	0.90~1.25
2Crd12NiMoWV	GB/T 1221—1984	0.20~0.25	≤0.50	0.50~1.00	≤0.035	≤0.030	0.50~1.00	11.00~13.00	0.75~1.25	0.20~0.40	0.75~1.25
Cr616	ASTM A565—81	0.20~0.25	≤0.50	0.50~1.00	≤0.025	0.025	0.50~1.00	11.00~12.50	0.90~1.25	0.20~0.30	0.90~1.25
SUH616	JISG 4311—81	0.20~0.25	≤0.50	0.50~1.00	≤0.040	≤0.030	0.50~1.00	11.00~13.00	0.75~1.25	0.20~0.30	0.75~1.25

表 13.8-476　2Cr12NiMoWV 钢的力学性能

钢号	技术条件	热处理制度/℃ 退火	淬火	回火	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J	HB
2Cr12Ni-MoWV	GB/T 1221—1992	830~900 缓冷	1 020~1 070 油冷或空冷	600 以上 空冷	≥885	≥735	≥10	≥25		≤341
	GB/T 1221—1984		1 020~1 070 油冷或空冷	600 以上 空冷	≥883	≥735	≥10	≥25		≤341 退火 ≤269
2Cr12Ni-Mo1W1V	GB/T 8732—2004		980~1 040 油冷	650~750 回火	≥930	≥760	≥12	≥32		277~311
Gr616	ASTM A565—81		1 022~1 050 油冷或空冷	620 以上 回火 2 h	≥965	≥760	≥13	≥30	≥11	302~352
	ASTM A565—81		1 022~1 050 油冷或空冷	677 以上 回火 2 h	≥825	≥585	≥17	≥35		240~285
SUH616	JIS G4311—81		1 020~1 070 油冷或空冷	600 以上 回火空冷	≥883	≥735	≥10	≥25		≤341
2Cr12Ni-Mo1W1V	SQB 40.39—91	条钢试样调质（纵向）			≥930	≥760	≥12	≥32		
		叶片、螺栓、阀杆调质（纵向）			≥930	≥760	(δ_4) ≥14	≥32		277~331

热矫时应避开 350~365℃温度范围。矫正后进行去应力处理。去应力温度应比回火温度低 15℃以上，但应高于 565℃。

热处理后的金相组织应是均匀的回火马氏体。块状或条状的 δ 铁素体平均含量（体积分数）不得超过 5%，在最差视场不得超过 10%，而且不应沿晶界分布，也不得有碳化物析出。

4）焊接性能　该钢的焊接性能受限制。

2.6.4　性能

1）物理性能　该钢的物理性能见表 13.8-477~表 13.8-479。表 13.8-480 为衰减性能试验数据，图 13.8-173 为减振性能曲线。

表 13.8-477　2Cr12NiMoWV 钢的力学性能

密度/g·cm^{-3}	7.84	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 423		802　780	885　885	790	765

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700	备注：试样化学成分（质量分数）/%：
弹性模量 E/GPa	216	211	205	198	189	178			C 0.20
切变模量 G/GPa	84.4	82.8	79.4	76.6	73.7	69.6			Si 0.445
泊松比 μ	0.279	0.273	0.291	0.293	0.319	0.275			Mn 0.69
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	24.3		27.7	28.1	29.1	29.1	29.7		Cr 11.70
热扩散率 α/10^{6}m^2·s^{-1}	6.36	6.21	6.06	5.81	5.60	5.16	4.42		Ni 0.79
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m			0.679	0.751	0.825	0.894	0.965		V 0.215
比热容 c/J·kg^{-1}K^{-1}	530		585	627	663	721	860		W 1.18
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}		10.38	10.82	11.21	11.49	11.82	12.06		Mo 1.05
对数衰减率	磁场强度 H/A·m^{-1}			1.116（200℃）					P 0.023
$\delta = 785 \times 10^{-5}$	磁导率 μ/mH·m^{-1}			1.201（100℃）					S 0.007

表 13.8-478 2Cr12NiMoWV 钢的物理性能

线胀系数 α_l /$10^{-6}K^{-1}$	24 ~ 240℃	24 ~ 400℃	24 ~ 482℃	24 ~ 538℃	24 ~ 593℃
	10.9	11.5	11.8	12.0	12.1
热导率 λ /$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	197℃	293℃	395℃	492℃	593℃
	27.7	28.1	29.1	29.1	29.7

弹性模量 E/GPa	24℃	204℃	400℃	482℃	538℃	593℃
	204	202	185	171	157	143
比热容 c /$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	24℃	204℃	400℃	482℃	538℃	593℃
	461	481	523	553	561	473
临界点/℃	A_{c1}			A_{c3}		
	840			885		
密度 ρ/$g \cdot cm^{-3}$	7.84					

表 13.8-479 2Cr12NiMoWV 钢的物理性能

密度 ρ/$g \cdot cm^{-3}$	7.75（25℃）					
线胀系数 α_l（与24℃之间）/$10^{-6}K^{-1}$	90℃	205℃	315℃	425℃	540℃	650℃
	10.4	10.8	11.2	11.5	11.9	12.2
热导率 λ/$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	24.3（25℃）					
比热容 c/$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	0.46（25℃）					

弹性模量 E/GPa	24℃	260℃	427℃	593℃
	211	193	170	144
切变模量 G/GPa	24℃	260℃	427℃	593℃
	84.4	80.9	73.8	63.3
泊松比 μ	24℃	260℃	427℃	593℃
	0.23	0.21	0.20	0.16
临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
	780	885	765	790
FATT	43℃			

表 13.8-480 2Cr12NiMoWV 钢衰减性能试验数据

试验方法	热处理制度	激振应力 σ/MPa	对数衰减率 δ/10^{-2}	试验方法	热处理制度	激振应力 σ/MPa	对数衰减率 δ/10^{-2}
电磁激振自由衰减法，单臂弯曲振动	1 040℃淬火，650℃回火	43.61	0.208	电磁激振自由衰减法，单臂弯曲振动	980℃淬火，650℃回火	33.81	0.387
		58.02	0.215			61.74	0.478
		70.76	0.240			87.29	0.491
		85.26	0.243			91.14	0.495
		100.74	0.251			92.61	0.499
	1 040℃淬火，700℃回火	43.12	0.863		980℃淬火，680℃回火	41.36	0.357
		64.88	0.943			51.70	0.408
		74.48	0.978			62.72	0.451
		92.37	1.018			69.09	0.488
		108.29	0.996			87.47	0.575
音叉法	980℃淬火，670℃回火	189	1.32	音叉法	980℃淬火，670℃回火	194	1.19
		202	1.63			195	1.32
		210	1.78			200	1.40
		222	1.93			206	1.49
		237	2.03			212	1.69
		244	2.02			218	1.74
		253	1.99			227	1.77
		263	1.96			237	1.78
		271	2.02			250	1.80
		282	2.02			264	1.87
		292	2.10			283	1.87
		304	2.26			306	1.93

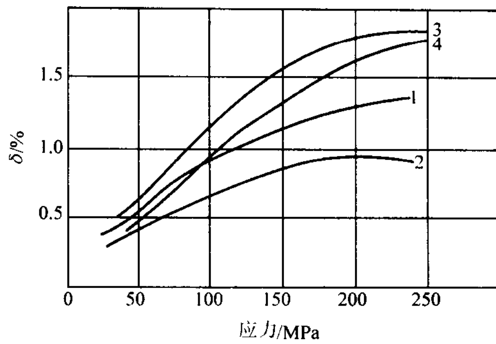


图 13.8-173　2Cr12NiMoWV 钢减振性曲线

1—形变处理；2—等温处理；3—形变加等温；
4—2Cr13 钢（对比用）

2）C 曲线　该钢等温转变曲线如图 13.8-174 和图 13.8-175 所示。

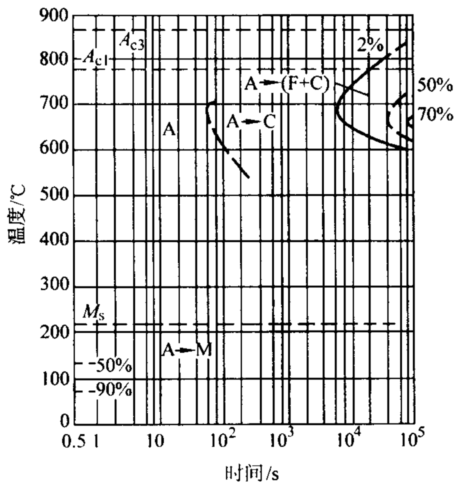


图 13.8-174　2Cr12NiMoWV 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%：

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	P	S
0.17	0.31	0.72	11.88	1.07	0.89	0.85	0.28	0.019	0.003

AT 1 030℃。晶粒度 7～8 级

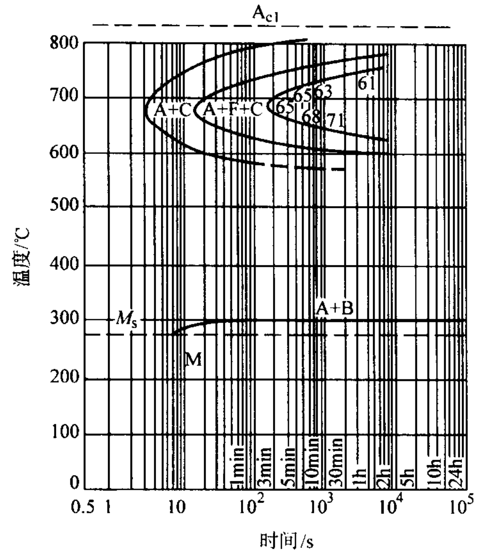


图 13.8-175　2Cr12WMoV 钢的等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	S	P
0.22	0.35	0.52	12.0	0.59	1.35	0.31	0.31	0.014	0.011

A_{c1} 835℃。AT 1 020℃

3）力学性能　2Cr12WMoV 钢的力学性能如下。

① 不同热处理制度下的力学性能见表 13.8-481。

② 室温力学性能统计值见表 13.8-482。

③ 淬火、回火温度对室温力学性能的影响见表 13.8-483～表 13.8-486。2Cr12NiMoWV 钢螺栓的力学性能见表 13.8-487。

④ 高温力学性能见表 13.8-488～表 13.8-492。

⑤ 叶片材料的力学性能和意大利安莎多公司技术条件 TSM0706 中的许用应力值见表 13.8-493～表 13.8-494。

⑥ 系列冲击韧性见表 13.8-495～表 13.8-498。

4）疲劳性能　该钢疲劳性能见表 13.8-499～表 13.8-501。

5）持久强度

表 13.8-481　2Cr12NiMoWV 钢不同热处理制度下的力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
二次正火，二次回火： 1 050℃×2 h 正火， 1 020℃×2 h 正火， 700℃×3 h 空冷回火	室温	700～750	>900	>16	>45	>50	241～302
1 030℃×2 h 正火， 1 000℃×2 h 油淬， 680℃×3 h 空冷回火	室温	985	1 110	18.6	60	62	278～302
形变热处理： 1 150℃锻，900℃以上停锻后 5 s 内油淬（锻压比>2.8，710～720℃二次空冷回火）	室温	918	1 080	15	49.5	84	292
形变加等温： 1 150℃锻，900℃以上停锻后 5 s 内油淬， 200℃×1.5 h 烘干， 800℃×15 min 盐炉预热， 1 020℃×10 min 加热后降至 460℃等温 1.5 h， 730℃×2.5 h 回火	室温	760	949	16	60.2	107	269
	430	560～590	700～730	13～18	60～64		
980℃×30 min 油淬，690℃×2 h 空冷	20	891	1 020	16	57	71	302

表 13.8-482 2Cr12NiMoWV 钢室温力学性能统计值

统计值		σ_s	σ_b	δ_4	ψ
		MPa		%	
n = 248	平均值	844	994	19	57
	95% 上限值	923	1 053	23	66
	95% 下限值	765	936	16	47

表 13.8-483 淬火温度对 2Cr12NiMoWV 钢力学性能的影响（保温 1 h 油冷，650℃×2 h 空冷）

淬火温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_{KV}/J·cm^{-2}
	MPa		%		
1 000	950 930	1 140 1 125	14 14.4	51.5 54	26 22.5 22
1 050	900 890	1 115 1 105	12.2 11.6	43 44.5	24 22.5 19
1 100	870 880	1 105 1 110	11.8 11.2	41.3 43	20.5 20 17.5
1 150	890 905	1 125 1 140	11.4 10.8	36.5 38	18.5 17 20
1 200	990 990	1 155 1 150	10.6 11.2	34.5 31.5	15.5 23.5 15

表 13.8-484 回火温度 2Cr12NiMoWV 钢对力学性能的影响（1 040℃×1 h 油冷，回火 2 h，空冷）

回火温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_{KV}/J·cm^{-2}
	MPa		%		
370	1 245 1 235	1 785 1 770	18.7 17.5	48.5 51.5	
430	1 295 1 320	1 795 1 800	18.3 15.5	51.5 51.5	25 12
480	1 305 1 315	1 835 1 840	18 20.5	50 51.5	13 13
530	1 320 1 330	1 850 1 870	17.3 16.8	58 58.5	13 11
600	1 085 1 045	1 275 1 290	17.8 20	59.5 59.5	30 31
650	890 915	1 120 1 135	21 21.5	47.5 53	27 25
700	860 835	1 060 1 055	19.3 19	50.5 48.5	41 34

表 13.8-485 回火温度对 2Cr12NiMoWV 钢力学性能的影响

热处理制度		试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	HRC	a_K/J·cm^{-2}
淬火	回火温度/℃		MPa		%			
1 038℃保温 1 h 油淬	316	室温	1 019	1 610	16	56		
	427		1 181	1 666	16	53		
	482		1 244	1 708	16	50		
	527		1 019	1 863	18	55		
	649		879	1 048	19	52		

续表 13.8-485

热处理制度		试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	HRC	a_K/J·cm^{-2}
淬火	回火温度/℃		MPa		%			
1 038℃保温 1 h油淬	427	316	1 076	1 617	16	13		
	427	427	970	1 519	14	10～24		
	454	427	998	1 519	19	55		
	527	427	1 104	1 540	16	52		
	527	482	1 062	1 469	14	46		
	527	538	921	1 244	12	43		
	649	649	323	401	21	85		
	371	室温				48	12	
	427					48	9.8	
	482					50	6.9	
	527					49	7.8	
	649					34	21	
	649					34	25	
	677					33	32	
	704					29	76	
	732					25	121	
	760					26	52	

表 13.8-486　回火温度对 2Cr12NiMoWV 钢力学性能的影响

热处理制度			$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}
油淬	回火温度	保温时间	MPa		%		
1 040℃保温 1.5 h	300	6	1 220～1 230	1 595	14.2	54.5	100、102
	360	6	1 240～1 255	1 615～1 630	15.0～15.4	54.0～54.5	81、99
	420	6	1 350～1 360	1 730～1 735	14.8～15.6	54.0～56.0	30、44
	480	6	1 590～1 640	1 830～1 840	17～17	61.5～62.5	
	510	6	1 600～1 670	1 820～1 900	16.2～17.8	61.5～65.5	12、33
	540	6	1 265～1 270	1 460～1 480	16～18	62.5～65.5	36、48
	540	16	1 190～1 200	1 380～1 385	16.6～17.0	62.5～63.5	85、98
	540	40	1 030～1 050	1 240～1 240	14.8～15.8	51.5，51.5	53、54
	570	6	1 095～1 120	1 295～1 330	14.8～16.8	53.0～54.0	54、55
	600	6	995～1 030	1 170～1 190	14.2～14.6	40.0～42.0	33、36
	650	6	865～1 130	1 085～1 310	13.8～14.8	44.5～47.5	50、53
	690	6	704～945	960～1 150	16.0～18.2	47.5～49.0	88、103

表 13.8-487　2Cr12NiMoWV 钢螺栓的力学性能

尺寸/mm	热处理制度	$\sigma_{0.02}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
ϕ50	正火加回火 1 050℃油冷，680℃回火	660	1 061	12.3	32.7	31	246　303
ϕ76	正火加回火 1 030℃油冷，680℃回火	634	984	12.2	36.0	34	240 300
ϕ85	正火加回火 1 030℃油冷，680℃回火	693	999	12.0	39.2	29	268 306
ϕ105	正火加回火 1 050℃油冷，680℃回火	667	969	13.0	43.7	37	248 300
ϕ135	正火加回火 1 030℃油冷，680℃回火	699	1 011	12.4	40.7	34	256 312

表 13.8-488　2Cr12NiMoWV 钢的高温力学性能（一）

温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
	MPa		%	
25	724～896	883～1 069	10～24	30～61
100	669～855	835～1 014	6～21	30～60

续表 13.8-488

温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
	MPa		%	
150	641 ~ 629	807 ~ 86	8 ~ 20	30 ~ 60
200	634 ~ 820	786 ~ 972	7 ~ 19	30 ~ 61
250	628 ~ 814	779 ~ 958	7 ~ 19	30 ~ 61
300	621 ~ 807	765 ~ 938	7 ~ 19	31 ~ 61
350	607 ~ 793	745 ~ 917	7 ~ 20	33 ~ 62
400	593 ~ 772	724 ~ 896	8 ~ 21	35 ~ 64
450	566 ~ 737	676 ~ 848	10 ~ 23	41 ~ 70
500	503 ~ 689	607 ~ 779	12 ~ 25	47 ~ 77
550	455 ~ 620	531 ~ 710	15 ~ 27	55 ~ 83
600	359 ~ 531	428 ~ 600	18 ~ 30	62 ~ 92
650	241 ~ 428	282 ~ 462	22 ~ 35	≥72

表 13.8-489 2Cr12NiMoWV 钢的高温力学性能（二）

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	E	δ_5	ψ
		MPa			%	
985℃淬火，650℃3 h 回火空冷	204	821 850	97 968	$2.375\ 7\times10^5$	15.1 15.7	59.0 59.1
	315	806 813	921 924	$2.218\ 0\times10^5$	12.0 13.9	57.7 58.1
	427	754 572	861 867	$2.037\ 5\times10^5$	13.2 12.9	59.0 59.4
	538	603 591	689 694	$1.655\ 6\times10^5$	25.0 26.9	76.4 77.7
	650	294 275	422 418	7.645×10^4	47.5 36.2	91.0 89.8
	室温	946 950	1 073 1 075	$2.430\ 7\times10^5$	15.4 16.6	55.9 56.1

表 13.8-490 2Cr12NiMoWV 钢的高温力学性能（三）

试样状态	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
电渣重熔锻成 ϕ130 棒材，1 040℃ 油冷，700℃回火空冷	室温		979、1 015	16.8、18.2	51.4、51.2
	300		835、885	13.2、14.0	51.0、53.8
	400		787、787	12.8、14.0	50.8、51.0
	500		666、672	20.8、22.8	66.5、66.6
	550		579、582	22.0、28.8	77.1、78.9
	600		428、443	44.8、48.8	84.0、85.4
电渣重熔锻成 ϕ100 棒材，980℃ 油冷，690℃回火空冷	室温	904、911	1 039、1 040	15.6、16.2	55.7、58.0
	300	774、774	881、889	11.6、13.2	59.0、59.0
	400	704、704	840、850	12.0、13.2	56.6、56.6
	450	649、649	741、753	15.6、15.6	59.2、59.2
	510	634、634	718、720	17.2、17.6	64.1、66.5
	538	576、581	644、662	18.8、20.8	66.6、68.8
	570	519、519	583、599	27.2、33.4	77.1、78.9
	600	460、460	512、522	29.2、33.6	80.7、82.4

表 13.8-491 2Cr12NiMoWV 钢的高温力学性能（四）

热处理制度	温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
980℃ × 0.5 h 油冷，690℃回火	300	759	868	12	59
	400	691	829	13	57
	480	637	733	16	59

续表 13.8-491

热处理制度	温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
980℃×0.5 h油冷，690℃回火	510	622	705	17	65
	538	568	641	20	68
	570	509	580	30	78
	600	451	507	31	82
1 040℃×30 min油冷，680℃×120 min空冷	室温		978	18	51
	300		844	14	52
	400		772	13	51
	500		656	22	67
	550		570	25	78
	600		427	47	85

表 13.8-492　2Cr12NiMoWV 钢高温力学性能（五）

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_4/%	ψ/%	备注
24	979	810	17.5	45.0	材料牌号为：2Cr12NiMoW1V，数据取自《西屋公司材料手册》
400	810	683	15.0	52.5	
454	765	643	16.0	57.0	
482	738	620	17.5	60.0	
510	689	593	20.0	63.5	
538	688	552	20.5	67.5	
566	586	510	22.5	70.0	

表 13.8-493　2Cr12NiMoWV 钢叶片材料的力学性能（1 020～1 050℃油冷，625～675℃回火）

化学成分	截面尺寸/mm	$\sigma_{0.02}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KV}/J·cm^{-2}	HB
		MPa		%			
1	132×86	828	1 064	14.0	46.7	15	319
	85×40	828	1 058	20.0	49.6	28	319
	83×40	841	1 064	15.2	52.4	24	319
	95×45	801	1 083	15.6	49.6	20	331
2	85×40	841	1 083	16.0	52.4	22	319
	51×30	803	1 077	16.2	51.1	20	309
	83×30	847	1 070	17.6	53.8	20	319

表 13.8-494　2Cr12NiMoWV 钢的许用应力

温度/℃	425	490	540	565	590
许用应力/MPa	152	137	83	53	29

注：意大利安莎多公司技术条件 TSM0706。

表 13.8-495　2Cr12NiMoWV 钢的系列冲击吸收功

热处理制度	试验温度/℃	A_{KV}/J
1 038℃淬火 1 h，油冷 527℃回火 2 h，空冷	-73	3.9、5.9
	-18	5.9、6.9
	室温	7.8、9.8
	71	14、15
	100	18、21
	127	22、24
	138	27
	149	31、36
	171	38、39
	204	43、52

表 13.8-496　2Cr12NiMoWV 钢系列冲击韧性

热处理制度	温度/℃	A_{KV}/J	脆性区面积/%
985℃淬火，650℃回火 3 h	0	18.6 21.6 17.7	91.3 92.5
	10	19.6 20.6	92.4 89.61
	20	21.6 21.6	85.44 80.4
	28	23.5 23.5	78.76 75.37
	50	31.4 26.5	66.4 70
	60	34.3 42.2	49 43.33
	70	55.9 54.9	40 35.9
	90	71.6 63.7 65.7	0 0

表 13.8-497　2Cr12NiMoWV 钢冲击韧性

温度/℃	A_{KV}/J	脆性区面积/%
-20	2.9	98
0	2.9	93
20	3.9	80
40	6.9	54
60	11	18
80	18	5
100	24	1
120	27	
140	30	
160	31	
180	31	
200	31	

表 13.8-498　2Cr12NiMoWV 钢系列温度冲击吸收功

热处理制度	温度 /℃	冲击吸收功 A_{KV}/J	结晶断面百分率/%	$FATT_{50}$ /℃
985℃ × 30 min 油淬，690℃ × 2 h 空冷	0	24	69.5	53
	10	23	66.4	
	20	33	64.9	
	30	32	63.9	
	35	32	66.9	
	40	37	58.3	
	45	41	60.8	
	50	41	55.7	
	60	49	40.5	
	70	67	31.9	

表 13.8-499　2Cr12NiMoWV 钢具有指定存活率的旋转弯曲疲劳极限

试样形状	温度/℃	指定存活率下的疲劳极限（指定寿命 10^7）σ_{-1}/MPa				
		50%	90%	95%	99%	99.9%
圆柱形（光滑）	室温	516（$S=11.6$）	502	497	489	481
	430	432（$S=11.9$）	417	412	404	395
	540	352（$S=10.5$）	338	335	327	319
	570	327（$S=12.1$）	312	307	299	290

表 13.8-500　2Cr12NiMoWV 钢拉压疲劳性能

试验条件	应力/MPa	循环周次
应力比 $R=\infty$，频率 150 Hz	569	4.6×10^4
	530	3.2×10^5
	510	3.8×10^5
	490	0.85×10^6，1.6×10^6
	471	7.8×10^6，1.04×10^7，$>1.01\times10^7$
	461	$>1.01\times10^7$

表 13.8-501　2Cr12NiMoWV 钢高温疲劳性能

试验条件	试验温度 /℃	循环应力 /MPa	总循环次数 N	注
旋转弯曲疲劳试样，在 PWC510WG 型疲劳试验机上进行，热处理制度：985℃淬火 + 650℃回火 3 h 空冷	540	460	9.35×10^6	断
		440	1.35×10^7	未断
		440	1.11×10^7	未断
		400	1.78×10^7	未断
		340	$>10^7$	未断
		300	$>10^7$	未断

① 等温线外推的持久强度见表 13.8-502 ~ 表 13.8-506。C-422 钢的持久强度曲线如图 13.8-176 所示。

表 13.8-502　2Cr12NiMoWV 钢的持久强度（一）

试验温度 /℃	编号	$\sigma_{2\times10^4}$	$\sigma_{3\times10^4}$	$\sigma_{5\times10^4}$	σ_{10^5}	最长断裂时间和相应的持久塑性		
		MPa				时间/h	δ/%	ψ/%
540	1	307	298	288	274	15 370	10.8	33.8
	2	307	298	288	274			
	3	296	285	272	255			
570	1	226	217	207	193	16 993	12.0	40.4
	2	226	217	207	193			
	3	211	199	186	169			

注：1 040℃油冷，680℃空冷。

表 13.8-503　2Cr12NiMoWV 钢的持久强度（二）

温度/℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa
480	448	372
510	373	289
540	289	214
565	210	145
590	145	91
620	961	
650	59	

表 13.8-504 2Cr12NiMoWV 钢持久强度外推值 MPa

温度/℃		$\sigma_{2\times10^4}$	$\sigma_{3\times10^4}$	$\sigma_{5\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
510	等温线 K-D L-M	398 400 377	391 393 369	382 377 344	370 356 318
540	等温线 K-D L-M	310 300 277	302 293 258	291 267 240	278 238 212
570	等温线 K-D L-M	201 167 183	191 147 163	180 129 145	165 110 118

表 13.8-505 2Cr12NiMoWV 钢单炉次等温直线外推持久强度

热处理制度	温度 /℃	应力 /MPa	断裂时间 /h	伸长率 /%	断面收缩率 /%	持久强度/MPa	
						$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
985℃淬火，690℃回火	510	490 471 451 441 392 392 343	218 216 489 564 854 1 000 3 948 4 114 13 875 8 002 8 377 >30 000 >30 000	20 23 30 22 26 24 22 21 28 24 22	64 66 66 66 66 66 66 66 67 83 87	401	354
	540	442 412 392 343 294	40 124 576 395 1 065 1 845 4 212 4 396 14 243 11 249	24 21 24 29 19 22 24 23 17 25	71 67 64 69 69 62 71 67 33 71	319	268
	570	392 343 294 216 196	49 386 1 408 1 479 7 594 7 403 7 813 8 106	26 21 29 26 25 20 18 27	71 73 81 73 62 62 29 69	206	149

表 13.8-506 2Cr12NiMo1W1V 钢的持久强度

试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa	备 注
400	627	593	数据取自《西屋公司材料手册》
454	524	453	
482	448	372	
510	370	286	
538	283	207	
566	207	138	

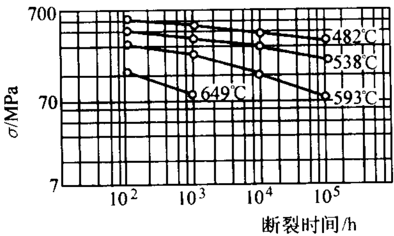


图 13.8-176 C-422 钢的持久强度曲线
（淬火+回火状态）

② L-M 参数法外推的持久强度见表 13.8-507。

③ 缺口对持久强度的影响见表 13.8-508 和图 13.8-177。

6）蠕变极限 该钢的蠕变极限见表 13.8-509～表 13.8-511。

7）抗松弛性能 2Cr12NiMoWV 钢的抗松弛性能数据见表 13.8-512～表 13.8-517。应力松弛曲线如图 13.8-178～图 13.8-181 所示。

8）组织稳定性 2Cr12NiMoWV 钢长期时效后的力学性能见表 13.8-518，时效冲击吸收功见表 13.8-519。

9）抗氧化性 该钢的抗氧化性见表 13.8-520。

表 13.8-507 2Cr12NiMoWV 钢采用 L-M 参数法外推持久强度

温度 /℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa		$\sigma_{1\times10^5}$/MPa		温度 /℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa		$\sigma_{1\times10^5}$/MPa	
	L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法		L-M 法	等温线法	L-M 法	等温线法
510	357	379	290	325	515	343		277	

续表 13.8-507

温度/℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa L－M法	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa 等温线法	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa L－M法	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa 等温线法	温度/℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa L－M法	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa 等温线法	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa L－M法	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa 等温线法
520	329		264		565	216		157	
525	316		251		570	204	206	146	140
530	302		239		575	193		135	
535	289		227		580	182		124	
540	277	290	215	195	585	171		113	
545	264		203		590	160		102	
550	252		191		595	149		91	
555	240		180		600	139		80	
560	228		168						

表 13.8-508 2Cr12NiMoWV 钢持久缺口敏感性（缺口试样）

温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%
510	393	1 136	22	67	538	393	2 005	22	66
510	393	1 152	25	67	538	393	1 596	20	69

表 13.8-509 2Cr12NiMoWV 钢蠕变极限

试验温度/℃ 蠕变极限/MPa	454	480	482	510	538	540	565	566	590	650
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	517	455	442	365	277	284	200	193	131	46
$\sigma_{1\times10^{-5}}$	462	373	372	276	199	200	127	124	79	
$\sigma_{1\times10^{-6}}$		282				131	76			

表 13.8-510 2Cr12NiMoWV 钢蠕变极限

温度/℃	应力/MPa												蠕变极限 MPa	
	363	331	294	285	255	245	235	216	196	157	128	79		
	蠕变速率/10^{-5}%h^{-1}												$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
510		5.00		3.67	4.17	1.25	1.50	0.50	0.417				330	231
540	109			14.0					5.09	5.39			225	133
570			327			83.4			46.6		7.23	2.36	127	69

表 13.8-511 2Cr12NiMoWV 钢采用 L-M 参数法计算蠕变极限

温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa L-M法	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa 等温线法	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa L-M法	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa 等温线法	温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa L-M法	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa 等温线法	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa L-M法	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa 等温线法
510	366	329	223	230	545	217		130	
515	339		206		550	201		120	
520	315		191		555	187		111	
525	292		177		560	174		103	
530	271		164		565	161		95	
535	252		151		570	150	160	88	106
540	234	239	140	165					

表 13.8-512 2Cr12NiMoWV 钢的抗松弛性能（一）

试验温度/℃	初应力 σ_0/MPa	下列时间（h）后的剩余应力/MPa									
		1	10	100	200	240	500	1 000	2 000	2 500	10 000
482	310			241				229			176
510	223	197	189	175	166	166					

续表 13.8-512

试验温度 /℃	初应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）后的剩余应力/MPa									
		1	10	100	200	240	500	1 000	2 000	2 500	10 000
538	310			211				141			88
566	207	186	165	146	137		120	106	94	92	
566	214	176	155	114	116		79	70	53	51	

表 13.8-513　2Cr12NiMoWV 钢抗松弛性能（二）

试验条件	试验温度 /℃	初应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）后的剩余应力/MPa						
			100	500	1 000	1 500	2 000	2 000	3 000
REL－5 型拉伸松弛试验机，热处理制度：1 035℃淬火＋650℃×3 h	540	316	204.5	175	156.6	142.6	142.6	141.7	130

表 13.8-514　2Cr12NiMoWV 钢环状试样抗松弛性能

热处理制度	试验温度 /℃	初应力 /MPa	到下列时间（h）的剩余应力（$n=3$）/MPa							10^4 h 外推应力值/MPa
			120	240	500	1 000	2 000	3 000	5 000	
1 040℃×100 min 油淬＋700℃×180 min 空冷	482	310	213	208	201	193	184	176	165	149
		345	231	224	216	207	195	187	176	159
	510	310	187	180	170	156	144	134	124	113
	538	228	126	117	106	96	84	79	73	65
		310	161	150	135	121	110	101	94	84

表 13.8-515　2Cr12NiMoWV 钢拉伸松弛性能

热处理制度	试验温度 /℃	初应力 /MPa	到下列时间（h）的剩余应力/MPa								
1 040℃×100 min 油淬，700℃×180 min 空冷	538	227	9	31	55	79	103	151	203	253	336
			168	157	150	148	144	138	136	132	131
		310	24 h	48 h	96 h	252 h	352 h	501 h	701 h	901 h	1 101 h
			230	223	215	205	195	180	173	165	160

表 13.8-516　2Cr12NiMoWV 钢环状试样抗松弛外推值（三种不同公式）

温度 /℃	初应力 /MPa	最长试验时间/h	5×10^3 h 应力值/MPa			温度 /℃	初应力 /MPa	最长试验时间/h	5×10^3 h 应力值/MPa		
			$\lg\sigma-\lg\tau$	$\lg\sigma-\tau$	$\sigma-\lg\tau$				$\lg\sigma-\lg\tau$	$\lg\sigma-\tau$	$\sigma-\lg\tau$
510	294	2 000	107.62	79.95	105.36	566	294	2 000	37.77	22.27	32.76
540	294	2 000	67.69	46.7	63.67						

表 13.8-517　2Cr12NiMoWV 钢抗松弛性能（三）

试验温度 /℃	初应力 σ_0 /MPa	到下列时间（h）的剩余应力/MPa				备注
		2 000	3 000	5 000	10 000	
399	345	259	248	241	234	数据来自西屋公司 1981 年提供的拉伸松弛试验数据
427	310	224	221	207	200	
	345	259	259	255	248	
482	310	207	190	179	165	
538	310	131	121	110	86	

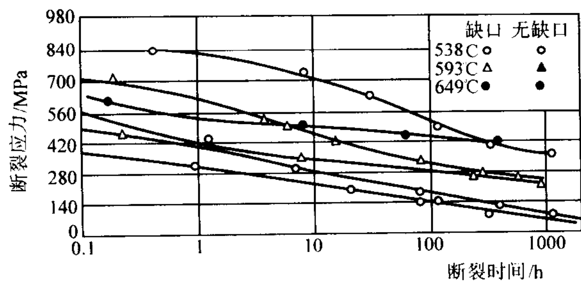


图 13.8-177　C-422 钢缺口对持久断裂寿命的影响

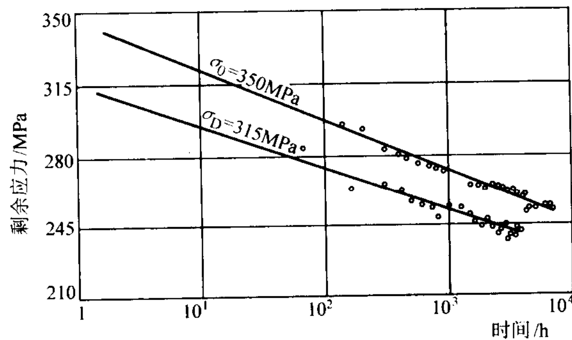


图 13.8-178　C-422 钢 399℃的松弛性能

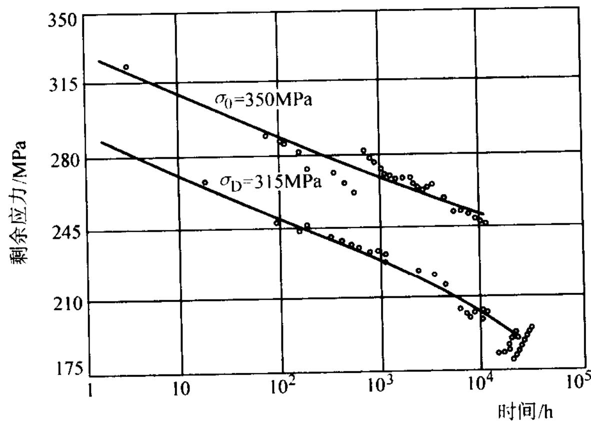


图 13.8-179　C-422 钢 427℃的松弛性能

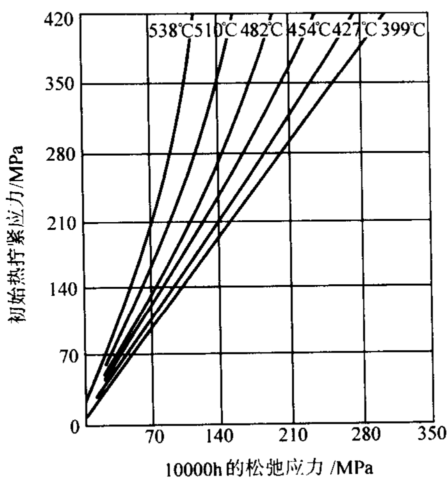


图 13.8-180　C-422 钢 10^4 h 松弛应力与初应力的关系

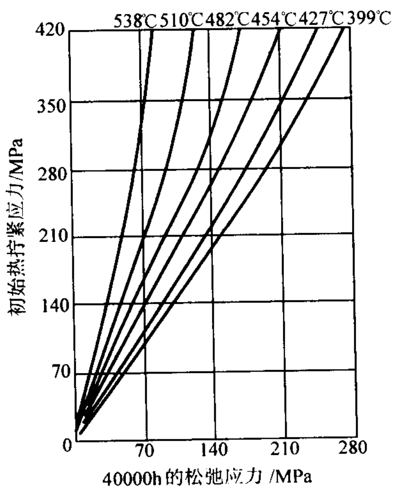


图 13.8-181　C-422 钢 4×10^4 h 松弛应力与初应力的关系

2.7　1Cr12Ni2WMoVNb（GX-8）

1Cr12Ni2WMoVNb 是 12%铬型马氏体热强不锈钢。该钢

表 13.8-518　2Cr12NiMoWV 钢长期时效后的力学性能

热处理制度	时效温度 /℃	时效时间 /h	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KV} /J·cm^{-2}	HB
			MPa		%			
(982 ± 14)℃油冷，690℃回火	540	1 000	893	1 059	17	51	20	303
		3 000	849	1 030	16	49	19	303
		10 000	868	1 053	17	47	16	303
		12 000	856	1 035	16	49	16	300
1 040℃ × 30 min 油冷，700℃回火 2 h	570	3 000	759	972	14.0	36.4	33、36	292
		5 000	744	960	15.6	38.2	30、33	278
		8 000	719	934	14.4	36.6	31、33	282
		12 000	725	938	14.6	38.2	24、33	275

表 13.8-519　2Cr12NiMoWV 钢时效冲击吸收功

试样状态	在 538℃时效时间 /h	在下列温度（℃）的冲击吸收功 A_{KV}/J				
		−76	−28	室温	66	100
649℃回火 2 h HRC = 34	0	6.9	14	21	34	58
	25	7.8	15	19	35	57
	100	6.9	14	21	34	57
	500	6.9	14	17	22	38
	1 000	7.8	14	14		27

续表 13.8-519

试样状态	在538℃时效时间/h	在下列温度（℃）的冲击吸收功 A_{KV}/J				
		-76	-28	室温	66	100
760℃回火 2 h HRC = 26	0	18	25	52	92	96
	25	19	28	49	84	86
	100	17	27	54	78	86
	300	11	27	53	88	88
	500	12	19	31	70	75
	700	12	18	27	63	72
	1 000	9.8	17	24	50	65

表 13.8-520 2Cr12NiMoWV 钢抗氧化性能

试验时间/h	200	500	1 000	2 000	3 000
单位面积增重 /g·m^{-2}·h^{-1}	0.001 0	0.000 9	0.001 0	0.000 6	0.000 5
腐蚀率 /mm·a^{-1}	1.572×10^{-6} 1 级完全抗氧化				

具有优秀的综合力学性能。热强度高，耐应力腐蚀性能好，冷热加工性能良好，氩弧焊与点焊裂纹倾向性小，可制造航空发动机叶片、盘、轴颈、发动机吊挂及其他600℃以下潮湿环境中工作的承力构件。

1）材料的技术标准 见表 13.8-521。

表 13.8-521 1Cr12Ni2WMoVNb 钢钢材的技术标准

品种	技术标准
棒材	GJB 2294—1995《航空用不锈钢及耐热钢棒规范》
	HB 5270—1983《航空发动机转动件用高级优质不锈钢钢棒》
板材	Q/6S 23—1969《热强不锈钢板 1Cr12Ni2WMoVNb（GX-8）技术条件》
锻件	HB 5024—1989《航空用钢锻件》

2）化学成分 见表 13.8-522（GJB2294—1995）。

表 13.8-522 1Cr12Ni2WMoVNb 钢化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	W	Mo	V	Nb
0.11~0.17	≤0.60	≤0.60	≤0.025	≤0.030	11.00~12.00	1.80~2.20	0.70~1.00	0.80~1.20	0.20~0.30	0.15~0.30

3）热处理制度 棒材与锻件预备处理：1 150℃，正火 +680~720℃，回火；最终处理：1 150℃，油淬或空冷 +570~600℃，空冷。

4）品种规格与供应状态

① 品种规格见表 13.8-523 中标准的规定。

表 13.8-523 1Cr12Ni2WMoVNb 钢钢材品种规格

状态	技术标准		
	圆钢	方钢	扁钢
热轧	GB/T 702—2004	GB/T 702—2004	GB/T 704—1988
锻造	GB/T 908—1987	GB/T 908—1987	GB/T 16761—1997

② 热加工用钢棒以高温回火状态供应；切削加工用钢棒以正火 + 高温回火状态供应。

5）熔炼与铸造工艺 可用电弧炉、电弧炉 + 电渣重熔、真空自耗或其他先进的冶炼工艺熔炼。

6）应用概况与特殊要求 已先后在多种发动机、飞机上试用，均获得满意的结果。现用于航空发动机的压气机转子叶片、盘、轴颈等。由该钢制成的压气机叶片（1-10级）和压气机盘（1-10级），单台飞行寿命已逾 4 000 h，使用正常。

2.7.1 物理性能

（1）热性能

1）热导率 见表 13.8-524。

表 13.8-524 1Cr12Ni2WMoVNb 钢热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	23.0	23.4	24.3	24.7	25.1	26.0	26.4

2）比热容 见表 13.8-525。

表 13.8-525 1Cr12Ni2WMoVNb 钢比热容

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	465	494	544	611	691	703	837

3）线胀系数 见表 13.8-526。

表 13.8-526 1Cr12Ni2WMoVNb 钢线胀系数

θ/℃	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600	20~700
α/10^{-6}K^{-1}	9.9	10.3	10.7	11.1	11.4	11.7	12.6

（2）密度

该钢密度 $\rho = 7.8\ g/cm^3$。

2.7.2 化学性能

1）抗氧化性能 1Cr12Ni2WMoVNb 钢在 700℃的空气介质中具有稳定的抗氧化性能，属于完全抗氧化级。

2）耐腐蚀性能

① 经不同温度回火后的耐盐雾腐蚀性能见表 13.8-527 及图 13.8-182。表和图中同时列出 1Cr12Ni2WNoVNb 和 1Cr17Ni2 钢在同一条件下的试验结果，以供比较。

② 恒应力和恒应变条件下应力腐蚀性能见表 13.8-528。

2.7.3 力学性能

（1）技术标准规定的性能

该钢技术标准规定的性能见表 13.8-529。

表 13.8-527 1Cr12Ni2WMoVNb 钢不同温度回火后的耐盐雾腐蚀性能（1 150℃ × 30 min 油冷 + 回火 2 h）

回火温度/℃	腐蚀失重/g·m⁻²	表面状况	腐蚀失重/g·m⁻²	表面状况	腐蚀失重/g·m⁻²	表面状况
	1Cr12Ni2WMoVNb		1Cr11Ni2W2MoV		1Cr17Ni2	
300	0.85	良好	1.21	良好	0.28	良好
450	3.99	良好	6.43	良好	0.20	良好
500	9.32	轻微腐蚀	6.24	良好	1.49	良好
530	5.66	良好	21.9	重腐蚀	4.48	良好
560	9.08	轻微腐蚀	37.1	重腐蚀	6.14	良好
580	6.70	良好	29.2	重腐蚀	3.42	良好
600	15.6	腐蚀	42.0	严重腐蚀	0.44	良好
620	16.2	腐蚀	54.3	严重腐蚀	0.15	良好
650	10.8	轻微腐蚀	38.3	重腐蚀	0.34	良好
680	4.50	良好	30.4	重腐蚀	0.34	良好

注：3.5% NaCl 溶液，35℃，100 天。

表 13.8-528 1Cr12Ni2WMoVNb 钢恒应力和恒应变条件下的应力腐蚀性能（1 150℃油冷，580℃回火）

试验方式	施加应力/MPa	至破断时间/h	施加应力/MPa	至破断时间/h	施加应力/MPa	至破断时间/h
	1Cr12WMoVNb		1Cr11Ni2W2MoV		1Cr17Ni2	
恒应力	815	> 500	815	63	685	43
恒应变		> 4 320		192	—	456

注：3.5% NaCl 溶液，35℃。

表 13.8-529 1Cr12Ni2WMoVNb 钢技术标准规定的性能

技术标准	热处理制度	取样方向	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU} /J·cm⁻²	HBS
			≥					
GJB 2294—1995	1 150℃油淬或空冷 + 570 ~ 600℃空冷	纵向	1 080	930	13	50	690	321 ~ 401
		横向	1 030	885	8	30	340	
HB 5270—1983	1 150℃油淬或空冷 + 670 ~ 710℃空冷	纵向	930	785	13	50	780	269 ~ 331
		横向	885	685	8	30	390	

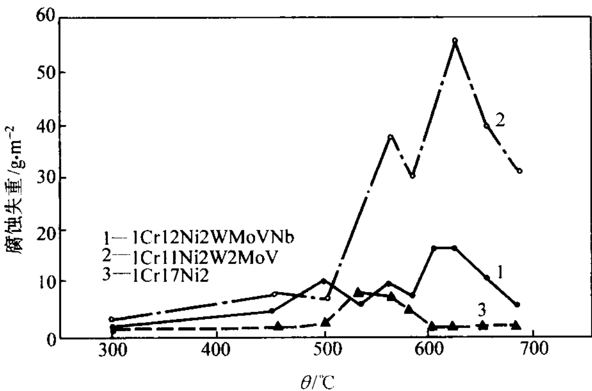


图 13.8-182 回火温度对盐雾腐蚀失重的影响

试验方法 HCS 209—1966

介质 3.5% NaCl 溶液，温度：35℃ ± 1℃

试验时间 100 d

(2) 室温及各种温度下的力学性能

1) 硬度 不同温度回火对硬度的影响如图 13.8-183 所示。

2) 拉伸性能

① 棒材室温拉伸性能生产检验数据统计见表 13.8-530。

② 棒材经不同温度回火后的室温拉伸性能见表 13.8-531。

③ 棒材经不同温度回火后的拉伸应力 - 应变曲线如图 13.8-184 所示。

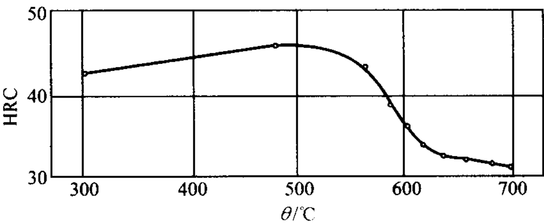


图 13.8-183 回火温度对硬度的影响

热处理状态 1 150℃，油淬 + 回火 2 h

表 13.8-530 1Cr12Ni2WMoVNb 钢棒材室温拉伸性能生产检验数据统计

项目	S	A	B	X	s（差值）
σ_b/MPa	1 080	1 135	1 190	1 260	47.8
$\sigma_{p0.2}$/MPa	930	930	1 015	1 125	72.4

④ 棒材在不同温度下的拉伸性能见表 13.8-532。

⑤ 盘锻件的室温和高温拉伸性能见表 13.8-533。

⑥ 板材在不同温度下的拉伸性能见表 13.8-534。

3) 冲击性能

① 棒材室温冲击韧度生产检验数据统计见表 13.8-535。

表 13.8-531 1Cr12Ni2WMoVNb 钢棒材经不同温度回火后的室温拉伸性能

热处理制度		$\sigma_{p0.01}$	$\sigma_{p0.2}$	$\sigma_{p0.7}$	$\sigma_{0.85}$	σ_b	δ_5	ψ
淬火	回火/℃	MPa					%	
1 150℃ 油淬	300	855	1 050	1 070	940	1 420	15.1	62.9
	580	795	1 040	1 045	975	1 200	17.2	67.2
	680	720	905	900	855	1 025	17.2	61.5

② 经 300℃、580℃回火后的室温及低温冲击韧度见表 13.8-536。

③ 不同温度回火对冲击韧度的影响如图 13.8-185 所示。

4）扭转与剪切性能　抗剪强度见表 13.8-537。

(3) 持久和耐变性能

1）高温持久性能　见表 13.8-538 及图 13.8-186。

2）高温蠕变性能

① 580℃回火后在 500℃下的蠕变曲线如图 13.8-187 所示。

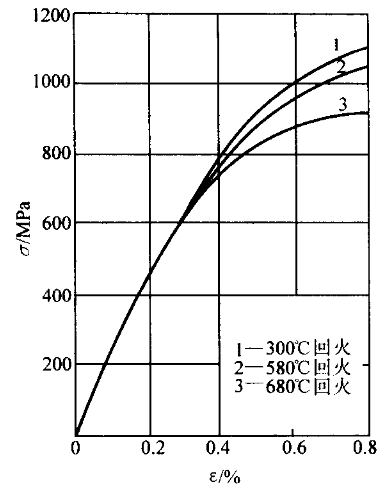


图 13.8-184 棒材拉伸 σ－ε 曲线
热处理状态 1 150℃，油淬＋回火

表 13.8-532 1Cr12Ni2WMoVNb 钢棒材在不同温度下的拉伸性能（室温为 δ_5）

热处理制度		θ/℃	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	$\sigma_{p0.01}$	S_K	δ_5（δ_{10}）	ψ
预备处理	最终处理		MPa				%	
1 170℃正火 ＋680℃回火	1 170℃油淬 ＋300℃回火	20	1 040	1 045	705	2 505	15.2	62.3
	1 170℃油淬 ＋580℃回火	20	1 265	1 005	540	2 305	17.1	65.5
		300	1 090	915	530	1 805	7.9	64.7
		400	1 050	845	475	1 770	8.7	65.9
		500	915	710	330	1 340	9.9	70.5
		550	810	595	270	1 235	10.6	73.4
		600	650	470	205	1 000	11.0	78.8
	1 170℃油淬 ＋680℃回火	20	1 035	860	525	1 770	17.2	59.6
		300	880	760	510	1 515	8.5	63.5
		400	835	720	450	1 490	8.2	65.3
		500	730	595	350	1 275	11.0	73.3
		550	635	500	270	1 045	13.4	77.0
		600	540	400	175	965	14.6	80.7
		650	435	305	125	790	14.6	84.2

表 13.8-533 1Cr12Ni2WMoVNb 钢盘锻件的室温和高温拉伸性能

热处理制度	θ/℃	取样方向	σ_b	$\sigma_{p0.2}$	$\sigma_{p0.01}$	S_K	δ_5	ψ
			MPa				%	
1 170℃正火 ＋680℃回火 ＋1 170℃油淬 ＋580℃回火	20	径向	1 280	1 015	515	2 390	15.9	61.6
		弦向	1 280	1 015	535	2 400	16.2	63.3
	400	径向	1 060	—	—	—	14.6	65.9
		弦向	1 060	—	—	—	13.9	64.7
	500	径向	900	—	—	—	16.0	71.3
		弦向	910	—	—	—	16.1	70.4
	600	径向	655	—	—	—	17.7	78.5
		弦向	645	—	—	—	17.4	78.8

表 13.8-534 1Cr12Ni2WMoVNb 钢板材在不同温度下的拉伸性能（室温为 δ_5）

热处理制度	板材 δ/mm	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	$\sigma_{p0.01}$/MPa	δ_{10}/%
1 170℃正火 +680℃回火 +1 170℃油淬 +580℃回火	2.0	20	1 200	1 005	720	10.2
	1.2	300	1 085	855	580	8.7
		400	1 045	800	525	10.4
		500	905	635	355	14.2
		600	685	360	170	15.5

表 13.8-535 1Cr12Ni2WMoVNb 钢棒材室温冲击韧度生产检验数据统计

项目	S	max	min	$\overline{X}$	s
a_{KU}/kJ·cm^{-2}	690	1 840	750	1 160	305

表 13.8-536 1Cr12Ni2WMoVNb 钢经 300℃、500℃回火后的室温及低温冲击韧度

热处理制度		a_{KU}/kJ·cm^{-2}		
淬火	回火/℃	20℃	-40℃	-70℃
1 150℃油淬	300	1 080	850	740
	580	1 140	680	240

② 580℃回火后在 550℃下的蠕变曲线如图 13.8-188 所示。

③ 620℃回火后在 550℃下的蠕变曲线如图 13.8-189 所示。

④ 680℃回火后在 550℃下的蠕变曲线如图 13.8-190 所

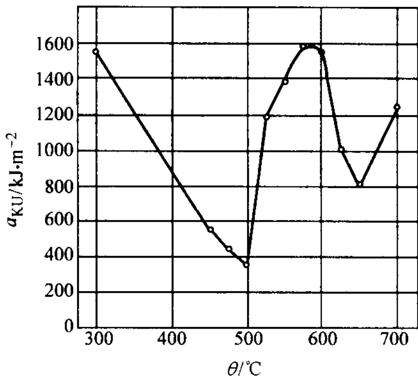


图 13.8-185 回火温度对冲击韧度的影响

热处理状态 1 150℃，油淬＋回火 2 h

表 13.8-537 1Cr12Ni2WMoVNb 钢剪切强度

θ/℃	20	300	400	500	600
τ/MPa	845	775	670	590	435

注：1 150℃淬火，580℃回火。

表 13.8-538 1Cr12Ni2WMoVNb 钢高温持久性能

预处理	最终处理	θ/℃	σ_{100}/MPa	σ_{300}/MPa	σ_{1000}/MPa
1 170℃正火 +680℃回火	1 170℃淬火 +580℃回火	400	1 000	960	920
		450	865	815	765
		500	695	630	550
		550	500	430	365
		600	325	265	—
1 170℃正火 +680℃回火	1 170℃淬火 +680℃回火	500	540	500	460
		550	430	380	335
		600	305	265	240
		650	215	—	—

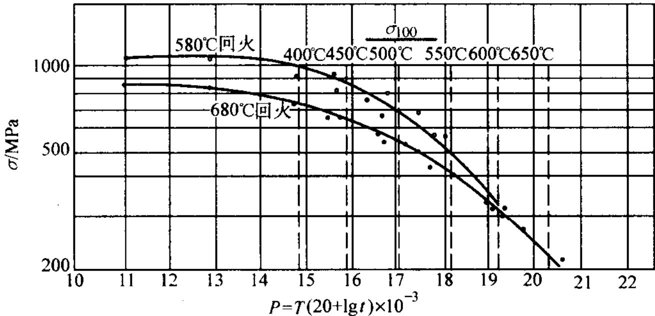


图 13.8-186 Larson－Miller 曲线

（T 的单位为 K，t 的单位 h）

⑤ 680℃回火后在 600℃下的蠕变曲线如图 13.8-191 所示。

⑥ 不同温度回火对钢在 550℃下蠕变性能的影响如图 13.8-192 所示。

(4) 疲劳性能

1) 高周疲劳

① 不同温度回火，在不同温度下的旋转弯曲光滑（K_t = 1）与缺口（K_t = 2.4）试样疲劳强度极限见表 13.8-539。

② 300℃回火后的室温旋转弯曲光滑（K_t = 1）试样疲劳曲线如图 13.8-193 所示。

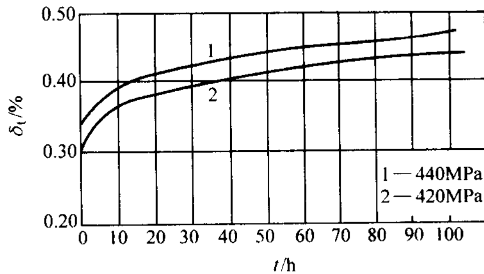


图 13.8-187 500℃下的蠕变曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 580℃，回火

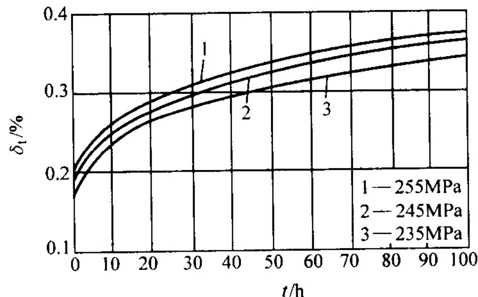


图 13.8-188 550℃下的蠕变曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 580℃，回火

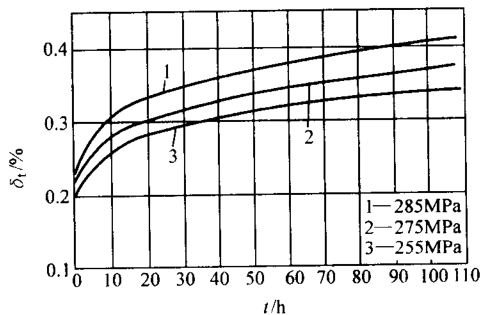


图 13.8-189 550℃下的蠕变曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 620℃，回火

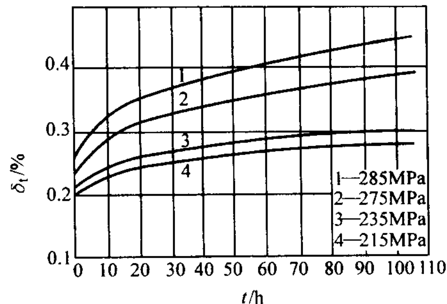


图 13.8-190 550℃下的蠕变曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 680℃，回火

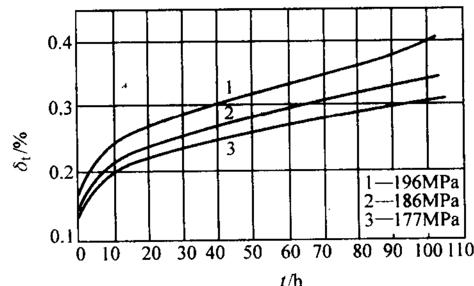


图 13.8-191 600℃下的蠕变曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 680℃，回火

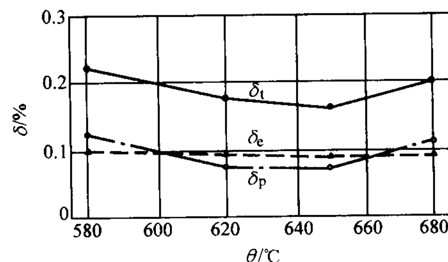


图 13.8-192 回火温度对 550℃下蠕变性能的影响
热处理状态 1 150℃，油淬 + 回火 2 h

表 13.8-539 1Cr12Ni2WMoVNb 钢不同温度下的旋转弯曲光滑与缺口试样疲劳强度极限（10^7 次）

热处理制度		θ/℃	σ_{-1}/MPa	σ_{1H}/MPa	热处理制度		θ/℃	σ_{-1}/MPa	σ_{1H}/MPa
淬火	回火温度/℃				淬火	回火温度/℃			
1 170℃ 油淬	300	20	655	—	1 170℃ 油淬	580	550	410	215
	580	20	630	—		680	550	345	185
		500	430	265			600	295	165

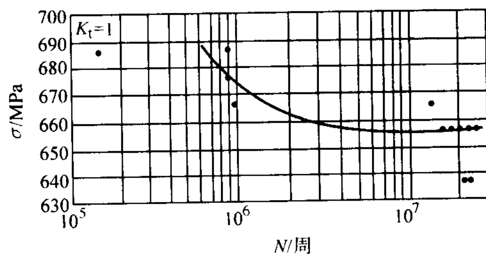


图 13.8-193 旋转弯曲光滑（$K_t = 1$）试样 S - N 曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 300℃，回火；σ_b = 1 420 MPa

③ 580℃回火后的室温旋转弯曲光滑（$K_t = 1$）试样疲劳曲线如图 13.8-194 所示。

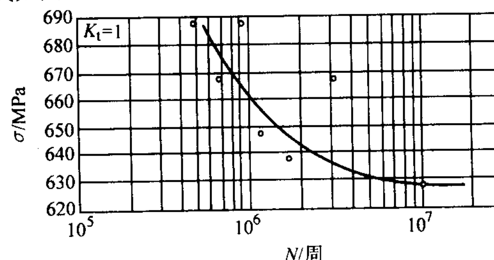


图 13.8-194 旋转弯曲光滑（$K_t = 1$）试样 S - N 曲线
热处理状态 1 170℃，油淬 + 580℃，回火 σ_b = 1 200 MPa

④ 580℃回火后的高温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）试样疲劳曲线如图 13.8-195 所示。

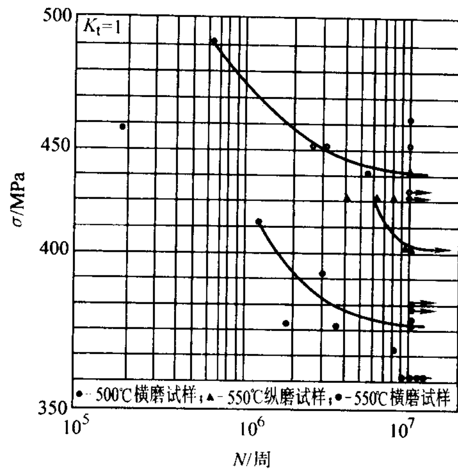


图 13.8-195 高温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）试样 $S-N$ 曲线

热处理状态 1 170℃，油淬 + 580℃，回火；$\sigma_b=1\ 200$ MPa

⑤ 580℃回火后的高温旋转弯曲光滑（$K_t=2.4$）试样疲劳曲线如图 13.8-196 所示。

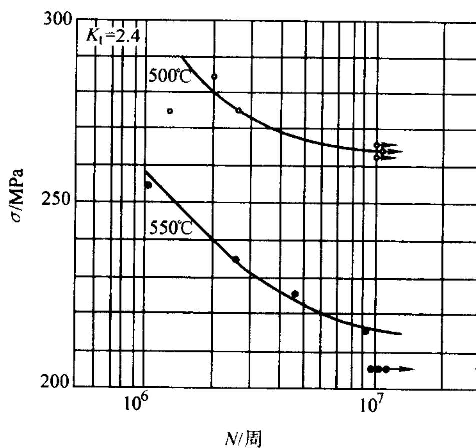


图 13.8-196 高温旋转弯曲缺口（$K_t=2.4$）试样 $S-N$ 曲线

热处理状态 1 170℃，油淬 + 580℃，回火；$\sigma_b=1\ 200$ MPa

⑥ 680℃回火后的高温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）试样 S－N 疲劳曲线如图 13.8-197 所示。

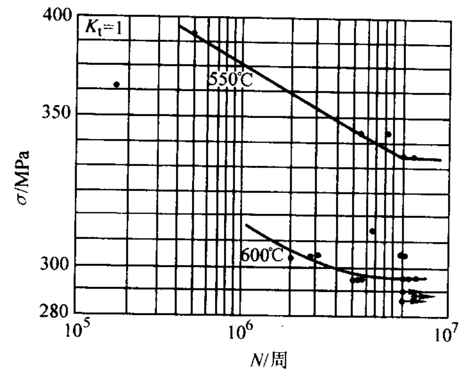


图 13.8-197 680℃回火后的高温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）试样 $S-N$ 曲线

热处理状态 1 170℃，油淬 + 680℃，回火；$\sigma_b=1\ 025$ MPa

⑦ 680℃回火后的高温旋转弯曲光滑（$K_t=2.4$）试样疲劳曲线如图 13.8-198 所示。

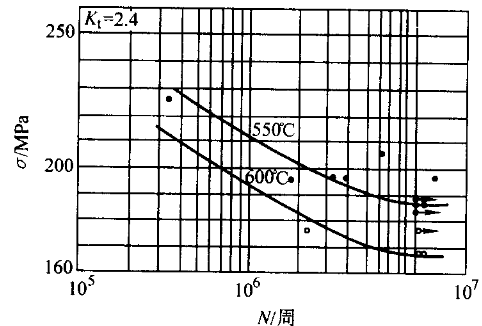


图 13.8-198 高温旋转弯曲缺口（$K_t=2.4$）试样疲劳曲线

热处理状态 1 170℃，油淬 + 680℃，回火；$\sigma_b=1\ 025$ MPa

2）低周疲劳 580℃回火后的低周疲劳性能见表 13.8-540。

3）特种疲劳

① 冷热疲劳性能见表 13.8-541。

② 680℃回火后的光滑（$K_t=1$）试样蠕变－疲劳复合强度如图 13.8-199 所示。

表 13.8-540 1Cr12Ni2WMoVNb 钢 580℃回火后的低周疲劳性能（$K=\sigma_{max}=\sigma_{缺口}$）

K	σ_{max}/MPa	σ_{min}/MPa	f/Hz	N/周	K	σ_{max}/MPa	σ_{min}/MPa	f/Hz	N/周
1	1 610	—	0.17	一次拉断	0.6	965	95	0.17	23 359，17 419，23 364
0.8	1 290	130		4 159，4 510，4 263	0.5	805	80	—	80 116，60 719，>107 830
0.7	1 125	115		7 732，7 994，7 993					

表 13.8-541 1Cr12Ni2WMoVNb 钢冷热疲劳性能

合金牌号	试验条件	缺口半径/mm	N/周	裂纹长度/mm
GH 2036	试样加热到 550℃，保温 52 s，入水冷却 11 s，为一周期，反复循环	0.1	2 500	1.44
GH 141				1.27
GH 34				0.57
1Cr12Ni2WMoVNb				0.10

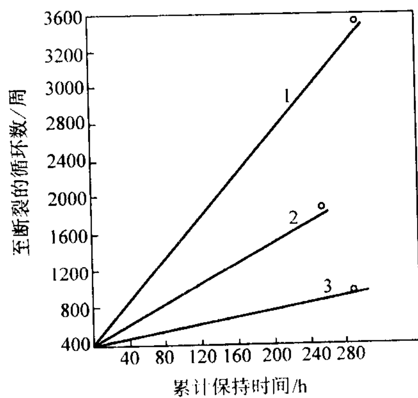


图 13.8-199 光滑($K_t = 1$)试样蠕变-疲劳复合强度

③ 680℃回火后的光滑($K_t = 2.4$)试样蠕变-疲劳复合强度如图 13.8-200 所示。

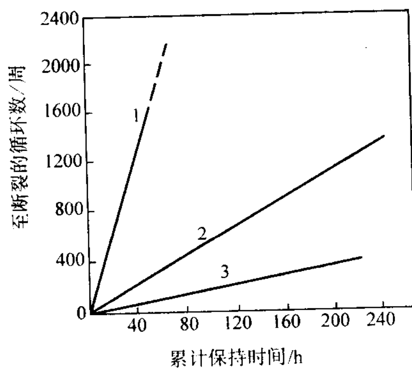


图 13.8-200 缺口($K_t = 2.4$)试样蠕变-疲劳复合强度

④ 压气机叶片(新叶片与使用不同时间的叶片)的振动疲劳极限见表 13.8-542。

表 13.8-542 1Cr12Ni2WMoVNb 钢压气机叶片的振动疲劳极限

叶片状态	新叶片	使用 250 h 后的叶片	使用 2 000 h 后的叶片
$\sigma_{振}$/MPa	530	380	345

(5) 弹性性能

1) 弹性模量 不同温度下的动态弹性模量 E_0 和静态弹性模量 E 见表 13.8-543 及表 13.8-544。

表 13.8-543 1Cr12Ni2WMoVNb 钢的动态弹性模量(一)(1 170℃淬火+580℃回火)

θ/℃	20	100	200	300	400	500	550	600	650
E_D/GPa	208	205	199	192	184	174	166	160	154

表 13.8-544 1Cr12Ni2WMoVNb 钢的静态弹性模量(二)(1 170℃油淬+回火)

θ/℃		20	300	400	500	550	600	650
E/GPa	580℃回火(棒材)	195	171	165	157	144	121	—
	680℃回火(棒材)	199	182	176	142	133	122	102
	580℃回火(板材)	197	178	164	143	—	108	—

2) 切变模量 见表 13.8-545。

表 13.8-545 1Cr12Ni2WMoVNb 钢切变模量

θ/℃	20	100	200	300	400	500	550	600	650
G/GPa	80	78	76	74	70	66	63	61	57

3) 泊松比 $\mu = 0.30$。

(6) 断裂性能

1) 断裂韧性 不同温度回火后的断裂韧度 K_{IC} 如图 13.8-201 所示。

2) 疲劳裂纹扩展速率

① 在 3.5%NaCl 溶液中,裂纹起始时间(N_i)随回火温度的变化如图 13.8-202 所示。

② 在 3.5%NaCl 溶液中,裂纹扩展速率 da/dN 随回火温度的变化如图 13.8-203 所示。

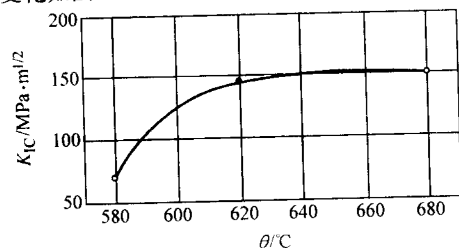


图 13.8-201 回火温度对断裂韧度 K_{IC} 的影响

热处理状态 1 150℃,油淬+回火

2.7.4 组织结构

1) 临界点温度 见表 13.8-546。

2) 合金组织结构 淬火状态下的组织为板条马氏体和少量的 δ 铁素体(体积分数少于 5%),经 300℃回火,析出针状的 Fe_2C 型碳化物;经 450~500℃回火,析出 M_7C_3(主要为 Cr_7C_3)型碳化物和少量的细针状 M_2X 型碳化物;经 500~600℃回火,析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物;经 600~700℃回火,钢中的沉淀相以 $M_{23}C_6$ 型碳化物为主。

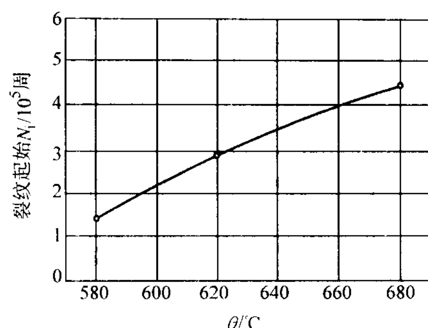


图 13.8-202 裂纹起始 N_i 随回火温度的变化

试样 缺口半径 $r = 0.06$ mm，$K_t = 6.7$

3.5% NaCl 溶液

$\alpha_0 = 0.2$ mm，$\Delta\sigma = 180$ MPa

$R = -1$，$f = 140$ Hz

热处理状态 1 150℃，油淬 + 回火

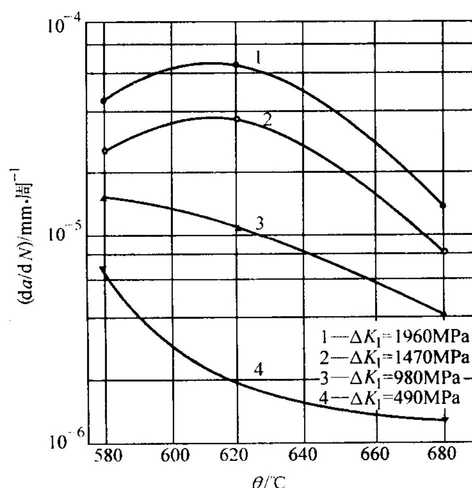


图 13.8-203 回火温度对 da/dN 的影响

3.5% NaCl 溶液

$R = -1$，$f = 140$ Hz

热处理状态 1 150℃，油淬 + 回火

表 13.8-546 1Cr12Ni2WMoVNb 钢临界点温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	760	810	290	122

2.7.5 工艺性能与要求

（1）成形性能

该钢热压力加工工艺，其锻造温度范围为 1 160 ~ 900℃，锻后炉冷或热灰中冷却。

（2）焊接性能

1）氩弧焊性能 采用氩弧焊焊接裂纹倾向性很小，可制造复杂的焊接结构。氩弧焊对接强度系数大于 98%，断后伸长率大于 10%。

2）点焊性能 采用二次脉冲点焊的单点抗剪力大于 12 260 N，500℃时大于 9 800 N。该钢可以与 1Cr11Ni2W2MoV、1Cr17Ni2 钢组合点焊。

（3）零件热处理工艺

1）零件在最终热处理前可进行一次预备热处理，其规范为 1 140 ~ 1 160℃正火 + 670 ~ 710℃回火。

2）零件的最终热处理为淬火温度 1 140 ~ 1 160℃，回火温度可根据不同使用要求而定，要求强度大于 1 275 MPa，使用温度低于 300℃者，建议采用 300℃回火；要求强度大于 1 080 MPa，使用温度低于 550℃者，建议采用 570 ~ 600℃回火；要求强度大于 880 MPa，使用温度低于 600℃者，建议采用 670 ~ 710℃回火。淬火时，冷却速度应尽可能快，最好用油冷，少用空冷。

3）该钢的回火脆性区为 400 ~ 530℃，零件应避免在该温度区间内回火。

2.7.6 功能考核试验

航空涡轮发动机压气机叶片，盘经 2 000 h 试车通过；涡轮发动机使用已逾 3 000 h。

2.8 GH2036（GH36、ЭИ481）

GH2036 合金是以 VC、NbC 强化的沉淀硬化型热强钢，组织稳定，在 600 ~ 650℃具有良好的物理和力学性能，并有良好的切削加工性能。该合金在高温合金系列中，使用温度较低，但生产和使用较多，用途也较广，主要用于工作温度在 600 ~ 650℃的航空涡轮喷气发动机的涡轮盘、承力环和紧固件，也可用做柴油机、汽轮机的增压涡轮叶片和其他高温部件。相近牌号有俄罗斯的 ЭИ481，37Х12Н8Г8МФБ。

（1）材料的技术标准

GJB 2611—1996《航空用高温合金冷拉棒材规范》；

GJB 2612—1996《焊接用高温合金冷拉丝材规范》；

GJB 3020—1997《航空用高温合金环坯规范》；

GJB 3165—1998《航空承力件用高温合金热轧和锻制棒材规范》；

GJB 3167—1998《冷镦用高温合金冷拉丝材规范》；

GJB 3782—1999《航空用高温合金锻制圆饼规范》；

GB/T 14992—1994《高温合金牌号》。

（2）化学成分

GH2036 钢化学成分见表 13.8-547（GB/T 14992—1994）。

表 13.8-547 GH2036 合金的化学成分（质量分数）

%

C	Cr	Ni	Mo	Fe	Nb
0.34 ~ 0.40	11.5 ~ 13.5	7.0 ~ 9.0	1.10 ~ 1.40	余	0.25 ~ 0.50
V	Mn	Si	Ti	P	S
			不大于		
1.25 ~ 1.55	7.50 ~ 9.50	0.30 ~ 0.80	0.12	0.035	0.030

（3）热处理制度

1）锻制圆饼和环件毛坯标准热处理制度：1 140℃或 1 130℃，80 min，水冷 + 650 ~ 670℃，14 ~ 16 h，然后升温至 770 ~ 780℃，14 ~ 20 h，空冷。

2）轧和锻制棒材标准热处理制度：（1 140 + 5）℃，$d <$ 45 mm 保持 80 min，$d >$ 45 mm 保持 105 min，流动冷却 + 670℃，12 ~ 14 h，空冷。

3）冷拉棒材标准热处理制度：（1 140 + 5）℃ × 80 min，流动水冷却 + 670℃ ×（12 ~ 14 h），再升温至（770 ~ 800℃）×（10 ~ 12 h），空冷

（4）品种规格与供应状态

该合金可供应各种规格的热轧棒材、冷拉棒材、热锻棒材、饼材、环件毛坯和冷拉丝材等。棒材、饼材和环坯不经热处理交货；冷拉棒材于固溶状态、固溶 + 酸洗或冷拉状态交货；丝材以冷拉状态、固溶 + 酸洗或半硬状态成盘状交货；冷镦用冷拉丝材以固溶 + 酸洗盘状、固溶 + 酸洗直条、固溶直条磨光或以冷拉状态交货。

（5）熔炼与铸造工艺

该合金采用电弧炉熔炼、电弧炉 + 电渣重熔和非真空感应炉 + 电渣重熔等工艺。

(6) 应用概况与特殊要求

该合金在航空发动机上广泛用于涡轮盘和紧固件等承力部件，经过了长期的使用考验。合金的线胀系数较高，抗氧化和耐腐蚀性能较差，在600～650℃具有缺口敏感性。

2.8.1　物理及化学性能

(1) 热性能

1) 熔化温度1 365℃。

2) 热导率如图13.8-204所示。

3) 线胀系数见表13.8-548。

(2) 密度

该合金密度 $\rho = 7.85\ g/cm^3$。

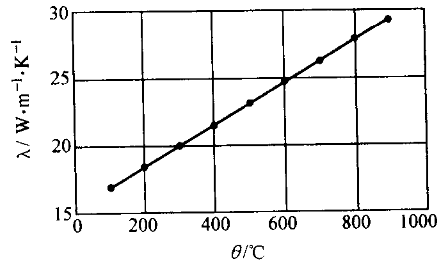


图13.8-204　热导率

表13.8-548　GH2036合金的热导率

θ/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～650	20～700
$\alpha/10^{-6}K^{-1}$	12.23	17.98	19.16	20.66	21.44	22.49	22.85	23.13

(3) 电性能

该合金电阻率见表13.8-549。

(4) 化学性能

该合金在800℃和900℃的空气介质中，试验100 h后的氧化速度分别为1.25 g/（m^2·h）和1.97 g/（m^2·h）。

2.8.2　力学性能

(1) 技术标准规定的性能

1) 锻制圆饼、环件毛坯、冷拉棒材和冷拉线材技术标准规定的性能见表13.8-550。

2) 锻件技术标准规定的室温拉伸性能生产检验数据统计处理结果后的各基值及高温拉伸性能设计许用值见表13.8-551。

(2) 室温及各种温度下的力学性能

1) 硬度

表13.8-549　GH2036合金的电阻率

θ/℃	20	100	200	300	400	500	600	650	700
$\rho/10^{-6}\Omega\cdot m$	0.736	0.787	0.872	0.935	0.993	1.043	1.076	1.110	1.127

表13.8-550　GH2036合金锻制圆饼、环件毛坯、冷拉棒材和冷拉丝材技术标准规定的性能

品种	室温性能						650℃	
	拉伸				A_{KU}/J	HBS	σ/MPa	T/h
	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%				
	≥							
热轧棒、冷拉棒	830	590	15.0	20.0	27.5	277～311	345 (375)	100≥ (≥35)
圆饼、环坯	835	590	15.0	20.0	23.5	277～311	370 (345)	≥35 (≥100)
冷镦用丝	835	580	15.0	20.0	—	277～311	343	≥100

表13.8-551　GH2036合金基值及高温拉伸性能设计许用值

品种	θ/℃	性能	取样方向	基值 S	基值 −3σ	基值 A	基值 B	基值 $\overline{X}$	子样大小 n
圆饼盘形锻件	室温	σ_b/MPa	弦向	835	890	910	945	982	100
		$\sigma_{p0.2}$/MPa		590	580	610	645	696	
		δ_5/%		15	—	—	—	23	
		ψ/%		20	—	—	—	34	
	550	σ_b/MPa	弦向	—	585	595	620	702	—
		$\sigma_{p0.2}$/MPa		—	425	445	470	595	
		δ_5/%		—	—	—	—	18	
		ψ/%		—	—	—	—	45	
圆饼盘形锻件	650	σ_b/MPa	弦向	—	510	520	540	584	—
		$\sigma_{p0.2}$/MPa		—	380	400	425	501	
		δ_5/%		—	—	—	—	20	
		ψ/%		—	—	—	—	48	
棒材	室温	σ_b/MPa	纵向	830	870	900	940	995	116
		$\sigma_{p0.2}$/MPa		590	—	—	—	698	127
		δ_5/%		15	—	—	—	25	116
		ψ/%		20	—	—	—	37	116

① 固溶温度对硬度的影响如图13.8-205所示。

② 一次时效温度对硬度的影响如图13.8-206所示。

③ 一次时效时间对硬度的影响如图13.8-207所示。

④ 二次时效温度对硬度的影响如图13.8-208所示。

2) 拉伸性能

① 锻件不同温度的拉伸性能见表13.8-552。

② 锻材经标准热处理和无应力时效后的室温拉伸性能见表 13.8-553。

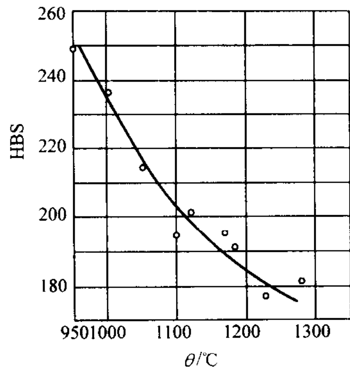


图 13.8-205 固溶温度对硬度的影响
保温 80 min，水冷

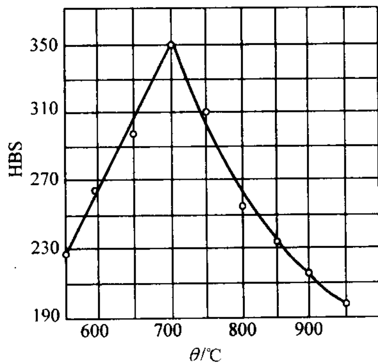


图 13.8-206 一次时效温度对硬度的影响
试样经 1 140℃，80 min，水冷，
在试验温度保温 16 h，空冷

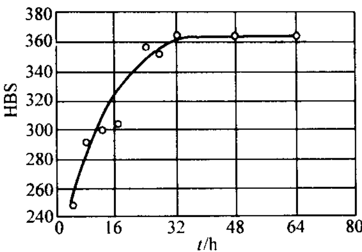


图 13.8-207 一次时效时间对硬度的影响
试样经 1 140℃，80 min，
水冷，一次时效温度 670℃

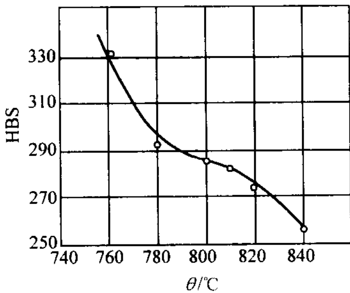


图 13.8-208 二次时效温度对硬度的影响
试样经 1 140℃，80 min，水冷 + 670℃，16 h，
升至不同温度，保持 16 h，空冷

③ 锻件经标准热处理和应力时效后的室温拉伸性能见表 13.8-554。

④ 盘件在涡轮喷气发动机上使用后的室温拉伸性能见表 13.8-555。

⑤ 室温拉伸应力 - 应变曲线如图 13.8-209 所示。

3）冲击性能

表 13.8-552 GH2036 合金锻件不同温度的拉伸性能

熔炼工艺	取样规格/mm	状 态	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
电弧炉	90 方	1 140℃ × 80 min，水冷 + 670℃ × 14 h，升温至 780℃ × 16 h，空冷	20	971	677	22.1	35.7
			300	843	667	14.7	38.9
			400	765	598	15.5	35.9
			500	736	579	14.5	40.6
			600	657	549	12.0	43.5
			650	618	520	15.0	42.2
			700	549	490	15.4	34.3
			750	412	373	16.0	40.6
			800	392	363	17.5	28.5
电弧炉	ϕ960 × 125 盘向切向	1 140℃ × 165 min，水冷 + 670℃ × 14 h，升温至 780℃ × 18 h，空冷	20	952	628	22.0	32.0
			300	794	554	17.0	40.0
			400	736	530	17.0	39.0
			500	706	466	15.0	42.0
			600	628	451	14.0	39.0
			650	530	436	18.0	45.0
			700	447	402	19.0	44.0
			750	388	329	13.0	45.0
	径向		20	1 059	672	19.0	25.7
	高向		20	986	628	12.7	18.2

续表 13.8-552

熔炼工艺	取样规格/mm	状态	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
电弧炉+电渣	90方	1 140℃×80 min，水冷+670℃×14 h，升温至780℃×16 h，空冷	20	952	692	29.5	42.5
			300	794	608	17.5	39.5
			400	736	545	21.5	39.5
			500	706	540	17.5	38.5
			600	628	486	18.0	47.5
			650	530	501	24.5	51.5
			700	447	437	28.5	57.0
			750	388	373	34.0	55.5

表 13.8-553 GH2036 合金锻材经标准热处理和无应力时效后的室温拉伸性能

熔炼工艺	取样规格/mm	650℃时效/h	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	熔炼工艺	取样规格/mm	650℃时效/h	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
电弧炉	90方	50	971	736	25	39	电弧炉+电渣	90方	0	961	686	27	39
		100	991	765	23	42			50	981	716	27	40
		300	1 020	785	23	39			100	991	736	25	41
		500	1 020	755	22	40			200	941	647	28	39
									500	941	628	27	41
		1 000	951	677	25	41			800	932	—	19	22
									1 000	902	608	28	44

表 13.8-554 GH2036 合金锻件经标准热处理和应力时效后的室温拉伸性能

熔炼工艺	650℃，245 MPa时效/h	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	熔炼工艺	650℃，245 MPa时效/h	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
电弧炉	0	936	600	24.6	40.3	电弧炉	500	867	572	25.2	22.0
	100	848	—	24.0	42.0		1 000	918	579	24.8	35.9

表 13.8-555 GH2036 合金盘件在涡轮喷气发动机上使用后的室温拉伸性能

熔炼工艺	取样规格	使用时间/h	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
电弧炉	涡轮盘	100	941	608	27	38
		200	932	608	27	38
		300	892	530	28	34

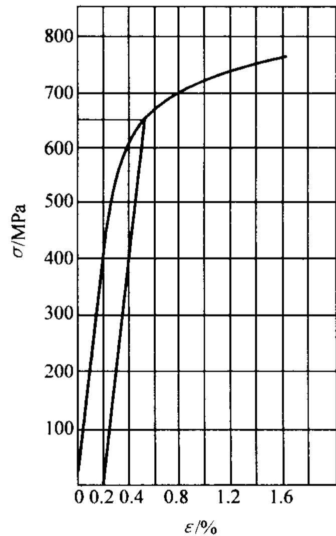


图 13.8-209 室温拉伸应力－应变曲线

① 锻件标准热处理状态的冲击韧度见表 13.8-556。

② 90 mm 方锻材经标准热处理和长期时效后的室温冲击韧度见表 13.8-557。

③ 盘件在发动机上使用后的室温冲击韧度见表 13.8-558。

(3) 持久和蠕变性能

1) 高温持久性能

① 合金经标准热处理后于不同温度下的持久强度见表 13.8-559。

② 90 mm 方锻材的持久应力－寿命曲线如图 13.8-210 所示。

③ ϕ960 mm 盘件切向的持久应力－寿命曲线如图 13.8-211 所示。

④ ϕ960 mm 盘件切向的热强参数综合曲线如图 13.8-212 所示。

⑤ 标准热处理状态的光滑和缺口持久性能见表 13.8-560。

⑥ 合金经标准热处理和长期时效后的 650℃持久性能见表 13.8-561。

表 13.8-556 GH2036 合金锻件标准热处理状态的冲击韧度

取样规格/mm		a_{KU}/kJ·m^{-2}							
		20℃	300℃	400℃	500℃	600℃	650℃	700℃	750℃
90 方坯	电弧炉	470	590	590	650	620	640	660	780
	电弧炉 + 电渣	540	600	610	540	580	690	790	870
管件（ϕ960 × 125）	切向	440	510	590	610	610	740	770	780
	径向	360	—	—	—	—	—	—	—
	高向	380	—	—	—	—	—	—	—

表 13.8-557 GH2036 合金 90 mm 方锻材经标准热处理和长期时效后的室温冲击韧度

650℃时效时间/h		0	50	100	200	300	500	1 000
a_{KU} /kJ·m^{-2}	电弧炉	470	450	440	—	390	390	490
	电弧炉 + 电渣	490	470	410	450	—	440	480

表 13.8-558 GH2036 合金盘件在发动机上使用后的室温冲击韧度

熔炼工艺	取样规格	使用不同时间后的 a_{KU}/kJ·m^{-2}		
		1 000 h	200 h	300 h
电弧炉	涡轮盘	430	430	430

表 13.8-559 GH2036 合金经标准热处理后于不同温度下的持久强度

取样规格 /mm	θ/℃	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}	$\sigma_{1\,000}$	$\sigma_{2\,000}$	$\sigma_{5\,000}$	$\sigma_{10\,000}$
90 方坯	600	490	461	412	392	—	—	—
	650	392	363	333	314	—	—	—
	700	294	265	226	206	—	—	—

取样规格 /mm	θ/℃	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}	$\sigma_{1\,000}$	$\sigma_{2\,000}$	$\sigma_{5\,000}$	$\sigma_{10\,000}$
ϕ960 × 125 盘材切向	500	706	686	647	608	579	539	510
	600	481	451	422	392	373	343	314
	650	373	353	324	304	284	265	235
	700	284	265	235	216	196	177	—
	800	167	147	127	118	98	—	—

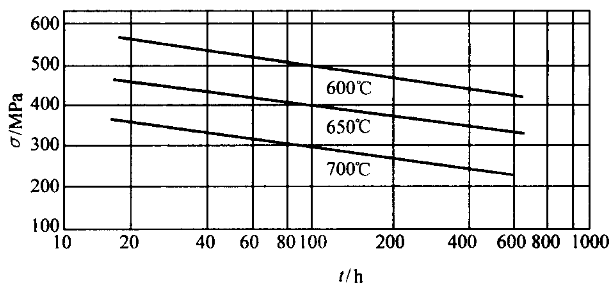


图 13.8-210 90 mm 方锻材持久应力 – 寿命曲线

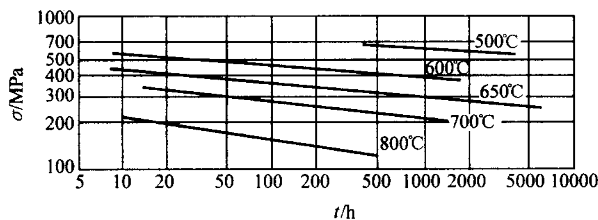


图 13.8-211 盘件持久应力 – 寿命曲线

⑦ 涡轮盘在喷气发动机上长期使用后的持久性能见表 13.8-562。

2）高温蠕变性能

① 不同温度和应力的蠕变性能见表 13.8-563。

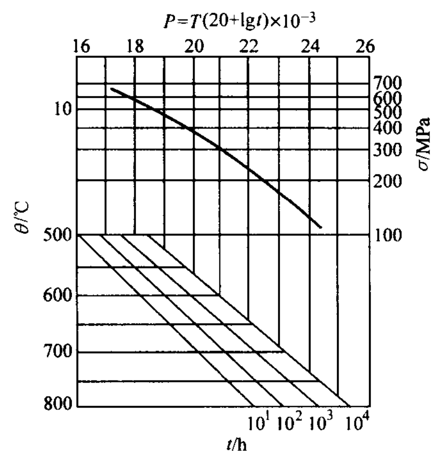


图 13.8-212 盘件切向热强参数综合曲线

（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

② 90 mm 方坯的 700℃蠕变曲线如图 13.8-213 所示。

③ ϕ960 mm 盘件切向 500 ~ 700℃的蠕变曲线如图 13.8-214 ~ 图 13.8-217 所示。

（4）疲劳性能

1）高周疲劳

① 标准热处理后的高周疲劳性能见表 13.8-564。

② 标准热处理和长期时效后 650℃的高周疲劳性能见表 13.8-565。

表 13.8-560 GH2036 合金标准热处理状态的光滑和缺口持久性能（缺口半径 $r=0.5$ mm）

熔炼工艺	取样规格/mm	650℃时效时间/h	光滑持久		缺口持久	
			σ/MPa	t/h	σ_H/MPa	t/h
电弧炉	90方	600	441	150	441	50 ~ 214
		650	373	130	373	19 ~ 125
		650	343/392	136	343/392	25 ~ 178
		700	275	234	273	9 ~ 34
电弧炉 + 电渣	90方	600	441	80	441	14 ~ > 200
		650	343/392	113	343/392	62 ~ 233
		650	373	131	314	48 ~ 500
		650	—	—	275	> 800
		650	—	—	255	> 750

表 13.8-561 GH2036 合金经标准热处理和长期时效后的 650℃持久性能

熔炼工艺	取样规格/mm	650℃时效/h	光滑持久		缺口持久	
			σ/MPa	t/h	σ_H/MPa	t/h
电弧炉	90方	50	343	129	343/392	182
		100	343	172	343/392	144
		300	343/392	345	343/392	122
		500	343/392	372	343/392	305
		1 000	343/392	328	343/392	667
电弧炉 + 电渣	90方	0	343/392	228	343	75
		50	343	144	343/392	183
		100	343	169	343	97
		200	373	63	343/392	146
		500	373	22	343/392	214
		800	490	< 1	490	16
		1 000	373	24	—	—
		1 600	490	< 1	490	27

表 13.8-562 GH2036 合金涡轮盘在喷气发动机上长期使用后的持久性能

熔炼工艺	取样规格	使用时间/h	θ/℃	光滑持久		缺口持久	
				σ/MPa	t/h	σ_H/MPa	t/h
电弧炉 + 电渣	盘材	100	650	373	57	343	65
		200			23		82
		300			26		46

表 13.8-563 GH2036 合金不同温度和应力的蠕变性能

熔炼工艺	取样规格/mm	状态	θ/℃	σ/MPa	ε_t/%	ε_p/%
电弧炉	90方	标准热处理	600	245	0.181 2	0.025 1
			650		0.235 8	0.069 3
	盘材（ϕ960 × 125）		500	343	0.224 0	0.018 0
				441	0.387 0	0.197 0
				539	0.607 0	0.268 0
			600	196	0.143 0	0.010 0
				294	0.250 0	0.068 0
				392	0.444 0	0.193 0
			650	168	0.150 0	0.036 0
				196	0.164 0	0.032 0

熔炼工艺	取样规格/mm	状态	θ/℃	σ/MPa	ε_t/%	ε_p/%
电弧炉	盘材（ϕ960 × 125）	标准热处理	650	245	0.283 0	0.107 0
				294	0.383 0	0.177 0
				333	0.568 0	0.322 0
			700	147	0.147 0	0.058 0
				196	0.232 0	0.108 0
				245	0.337 0	0.173 0
电弧炉 + 电渣	90方		600	245	—	0.018 0
			650	245	—	0.093 5
			650	294	0.529 5	0.350 5

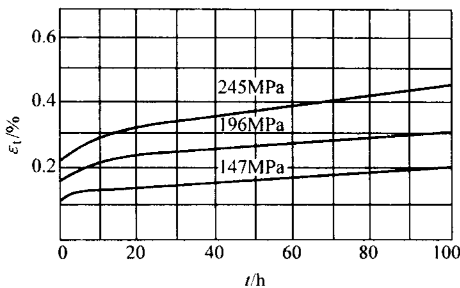


图 13.8-213　700℃蠕变曲线

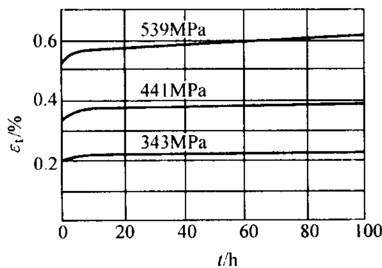


图 13.8-214　盘件 500℃的蠕变曲线

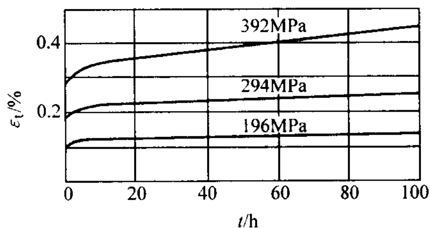


图 13.8-215　盘件 600℃的蠕变曲线

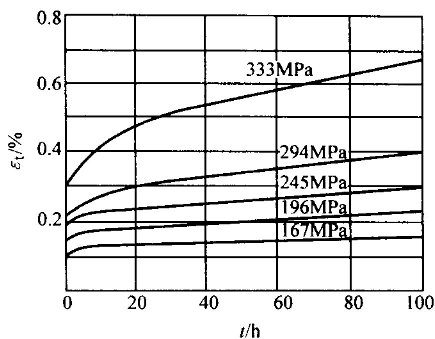


图 13.8-216　盘件 650℃的蠕变曲线

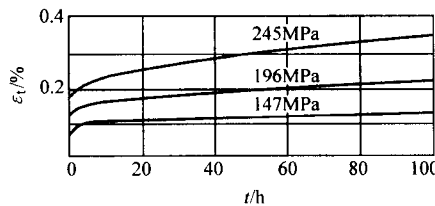


图 13.8-217　盘件 700℃的蠕变曲线

③ 涡轮盘长期使用后的高周疲劳性能见表 13.8-566。

④ 90 mm 方锻坯标准热处理状态的高周疲劳曲线如图 13.8-218 所示。

⑤ ϕ960 mm 盘件切向 650℃的高周疲劳曲线如图 13.8-219 所示。

2）低周疲劳

① ϕ960 mm 盘件切向 550℃的缺口低周疲劳曲线如图 13.8-220 所示，使用 926 h 后的缺口低周疲劳曲线如图 13.8-221 所示。

表 13.8-564　GH2036 合金标准热处理后的高周疲劳性能

熔炼工艺	取样规格/mm	θ/℃	光滑持久		缺口持久	
			σ_{-1}/MPa	N/周	σ_{-1H}/MPa	N/周
电弧炉	90 方	20	422	$10^5 \sim 10^7$	—	—
		600	363	$10^5 \sim 10^7$	—	—
		650	314	$>10^7$	196	$>10^7$
	盘材（ϕ960 × 125）	650	314	$>10^7$	—	—
			333	$>10^7$	—	—
			357	3.6×10^6	—	—
			373	5.2×10^5	—	—
电弧炉 + 电渣	90 方	20	422	$4.0 \times 10^5 \sim 4.0 \times 10^6$	—	—
		600	363	$>10^7$	—	—
		650	314	$>10^7$	196	$>10^7$

表 13.8-565　GH2036 合金标准热处理和长期时效后 650℃的高周疲劳性能

取样规格/mm	650℃时效/h	电弧炉				电弧炉 + 电渣			
		σ_{-1}/MPa	N/周	σ_{-1H}/MPa	N/周	σ_{-1}/MPa	N/周	σ_{-1H}/MPa	N/周
90 方	0	314	$>10^7$	226	1.4×10^6	510	6 889	510	715
	300	314	$>10^7$	226	6.3×10^6	—	—	—	—
	800	—	—	—	—	510	1 058	510	997
	1 000	314	$9.2 \times 10^6 > 10^7$	226	4.3×10^5	—	—	—	—
	1 600	—	—	—	—	510	929	510	885

表 13.8-566　GH2036 合金涡轮盘长期使用后的高周疲劳性能

熔炼工艺	取样规格	使用时间/h	θ/℃	σ_{-1}/MPa	N/周
电弧炉	盘件	100	650	314	$8.7\times10^6\sim10^7$
		200			$7.7\times10^6\sim10^7$
		300			$4.4\times10^6\sim10^7$

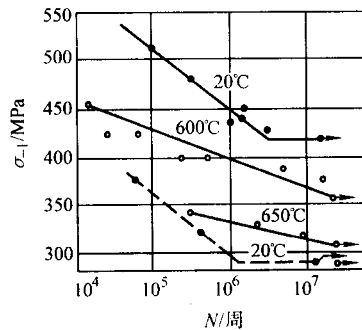


图 13.8-218　90 mm 方锻坯弯曲疲劳曲线

— 光滑试样；… 缺口试样

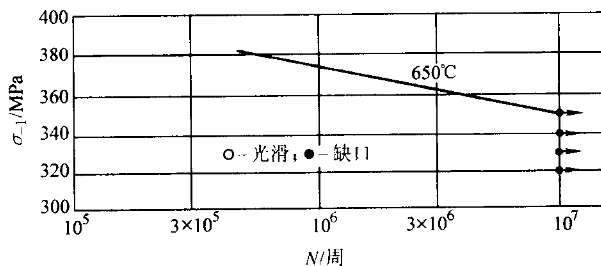


图 13.8-219　盘件切向疲劳曲线

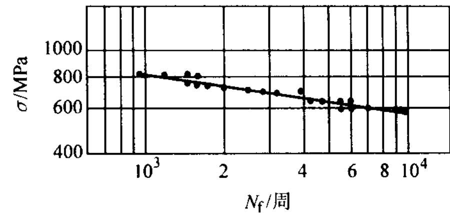


图 13.8-220　d960 mm 涡轮盘 550℃缺口低周疲劳曲线

缺口 r = 1.0 mm，梯形波 R = 0.1，f = 5 周/min，保持时间 3 s

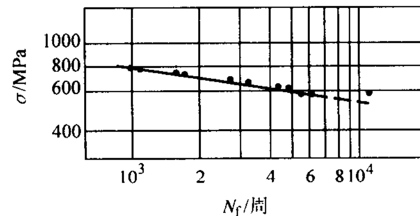


图 13.8-221　d960 mm 涡轮盘使用 926 h 后 550℃的缺口低周疲劳曲线

缺口 r = 1.0 mm，梯形波 R = 0.1，f = 5 周/min，保持时间 3 s

② ϕ460 mm 盘形锻件标准热处理状态于 600℃下、三角波形、应变比为 -1 时作轴向应变疲劳的低周疲劳数据见表 13.8-567。

③ 盘件室温拉 - 拉大应力低周疲劳性能见表 13.8-568。

④ 合金 650℃的低周疲劳曲线如图 13.8-222 所示，ϕ460 mm盘形锻件 600℃的低 ε - N 曲线如图 13.8-223 所示。

⑤ 盘形锻件 600℃的循环应力 - 应变曲线如图 13.8-224 所示。

3）特种疲劳

① 标准热处理状态的热疲劳性能见表 13.8-569。

表 13.8-567　GH2036 合金应变疲劳的低周疲劳数据

稳态迟滞回线特征值				$2N_f$/周	试样数量/根
$\Delta\varepsilon_t/2\%$	$\Delta\varepsilon_e/2\%$	$\Delta\varepsilon_p/2\%$	$\Delta\sigma$/2MPa		
1.050	0.335	0.715	524	248	1
1.050	0.335	0.715	529	190	1
0.800	0.330	0.470	505	370	1
0.800	0.330	0.470	519	332	1
0.550	0.305	0.245	484	1 140	1
0.550	0.305	0.245	477	962	1
0.300	0.270	0.030	427	3 420	1
0.300	0.270	0.030	429	1 514	1
0.300	0.270	0.030	409	2 440	1

应变疲劳参数	σ_f/MPa	b	ε_f/%	c	K′/MPa	N′
	859	-0.09	22.7	-0.65	735	0.07

曲线的数学表达式	
	$\Delta\varepsilon_t/2 = 859/E\ (2N_f)^{-0.09} + 0.227\ (2N_f)^{-0.65}$
	$\Delta\sigma/2 = 734.5\ (\Delta\varepsilon_p/2)^{0.07}$

② 长期时效后的热疲劳性能见表 13.8-570。

（5）弹性性能

该合金的弹性模量见表 13.8-571。

（6）断裂性能

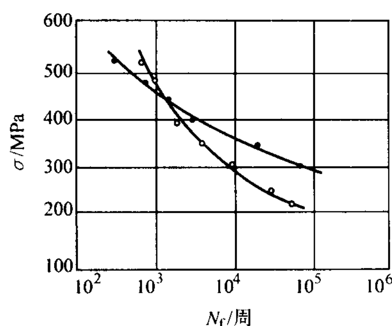
1）断裂韧性　室温下的断裂韧度见表 13.8-572。d 960 mm涡轮盘使用 926 h 后弦向取样测得不同温度的断裂韧性见表 13.8-573，其 J_R 曲线如图 13.8-225 所示。

2）疲劳裂纹扩展速率

表 13.8-568 盘件（轮缘切向）室温拉－拉大应力低周疲劳性能

（$f=15$ 周/min，$R=0.1$）

σ/MPa	608	588	569	559	549	518	471
$N_f/10^4$ 周	1.3	1.7	4.09	7.54	>10	>10	>10



方形波，f=1Hz；●－光滑；○－缺口

图 13.8-222 650℃低周疲劳曲线

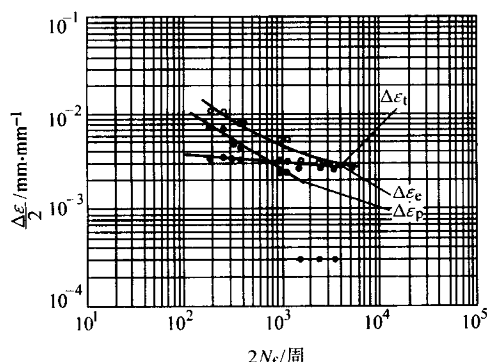


图 13.8-223 盘形锻件 600℃的 $\varepsilon-N$ 曲线

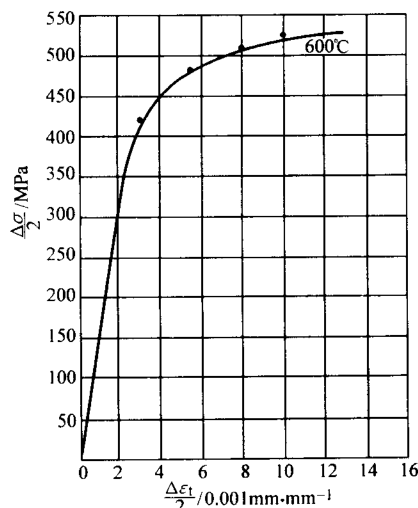


图 13.8-224 盘形锻件 600℃循环应力－应变曲线

表 13.8-569 GH2036 合金标准热处理状态的热疲劳性能

熔炼工艺	取样规格	θ/℃	N/周	裂纹长/mm
电弧炉	90 mm 方	650⇌20	150	0.61
	盘件	650⇌20	450	1.37
	90 mm 方	700⇌20	100	0.80

表 13.8-570 GH2036 合金长期时效后的热疲劳性能

熔炼工艺	取样规格	650℃时效时间/h	650℃⇌20℃热疲劳性能	
			N/周	裂纹长/mm
电弧炉＋电渣	90 mm 方	0	500	1.01
		800		1.01
		1 600		0.92

表 13.8-571 GH2036 合金弹性模量

θ/℃	20	300	400	500	600	650	700	750	800
E_D/GPa	203	180	171	162	153	149	145		141

表 13.8-572 GH2036 合金室温下的断裂韧度

熔炼工艺	取样规格/mm	650℃时效时间/h	θ/℃	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
电弧炉	盘材（d960×125）	0	20	77.5
电弧炉＋电渣	90 方	0		95.2
		800		89.3
		1 600		87.4

表 13.8-573 GH2036 合金不同温度的断裂韧度

θ/℃	J_1	$J_{0.05}$	$J_{0.2}$	K_{1j}	$K_{1j\,0.05}$	$K_{1j\,0.2}$
	kJ·m^{-2}			MPa·m$^{1/2}$		
室温	67.67	68.65	75.51	120.6	121.9	127.5
500	44.32	46.45	55.17	88.7	90.9	98.9
600	22.54	23.13	26.95	61.5	62.3	67.3

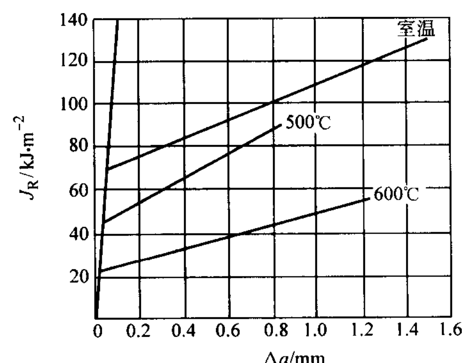


图 13.8-225 涡轮盘不同温度的 $J_R-\Delta a$ 曲线

① 合金于650℃的疲劳裂纹扩展速率如图 13.8-226 所示。

② ϕ960 mm 涡轮盘使用 926 h 后，在盘上弦向切取尺寸为 33 mm×25 mm×10 mm 的 WOL 型紧凑拉伸试样，550℃得到的低周疲劳裂纹扩展速率 $da/dN-\Delta K$ 曲线如图 13.8-227 所示，在相同条件下得到的 $da/dN-\Delta J$ 曲线如图 13.8-228 所示。上述试样在 550℃测得的疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 为 8.6 MPa·m$^{1/2}$，其 $da/dN-\Delta K$ 曲线如图 13.8-229 所示。

2.8.3 组织结构

1）相变温度 VC 和 $Cr_{23}C_6$ 相在 1 100～1 120℃基本溶解，NbC 于 1 200℃以上才开始溶解。VC 于 700～800℃析出最多，$Cr_{23}C_6$ 析出峰值在 950℃。合金经标准热处理后，再经 650℃长期时效过程中，VC 和 $Cr_{23}C_6$ 颗粒长大，而 NbC 基本无变化。

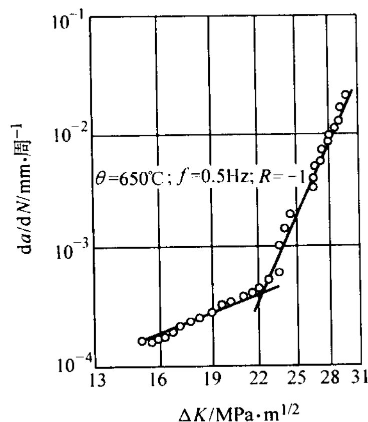


图 13.8-226 疲劳裂纹扩展速率

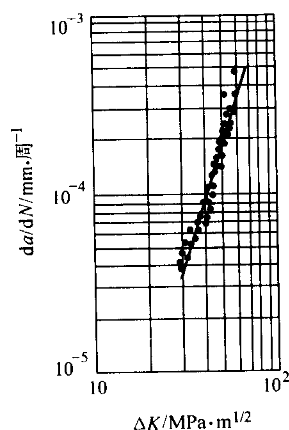


图 13.8-227 *d*960 mm 涡轮盘使用 926 h 后，*R* = 0.1 的 550℃低周疲劳 d*a*/d*N* - Δ*K* 曲线

拟合方程：$da/dN = C\ (\Delta K)^n$

$C = 0.18 \times 10^{-9}$，$n = 3.18$

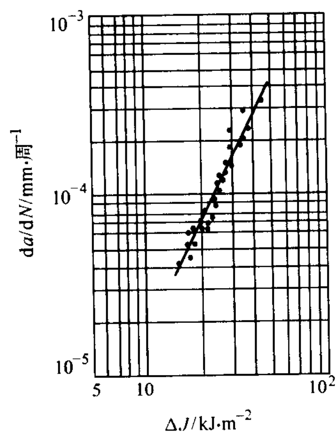


图 13.8-228 *d*960 mm 涡轮盘使用 926 h 后，*R* = 0.1 的 550℃低周疲劳 d*a*/d*N* - Δ*J* 曲线

拟合方程：$da/dN = C\ (\Delta J)^n$

$C = 0.15 \times 10^{-3}$，$n = 2.18$

2) 合金组织结构　合金在固溶状态下，为奥氏体及少量的初生 NbC 和 VC，时效析出 VC 分布于基体中，$Cr_{23}C_6$ 沿初生碳化物周围及晶界上呈链状分布。

2.8.4 工艺性能与要求

1) 成形性能　合金经锻造开坯，装炉温度不高于700℃，加热温度（1 150 ± 20)℃，终锻温度大于 900℃。镦饼时装炉温度低于 800℃，加热温度（1 150 ± 10)℃，终锻温度大于 950℃。模锻时不大于 900℃装炉，2.5 h 升温到 1 180 ~ 1 190℃，保温 60 min，终锻温度不低于 950℃。变形温度与变形程度的关系如图 13.8-230 和图 13.8-231 所示。

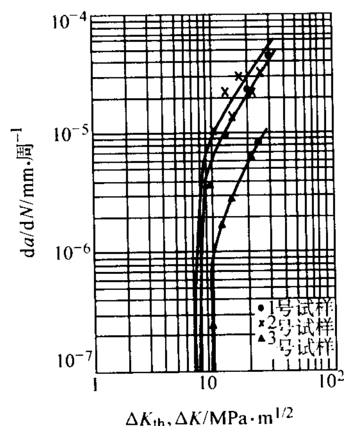


图 13.8-229 *d*960 mm 涡轮盘使用 926 h 后，*R* = 0.1 的 550℃疲劳门槛值 d*a*/d*N* - Δ*K* 曲线

拟合方程：$da/dN = C\ (\Delta K)^n$

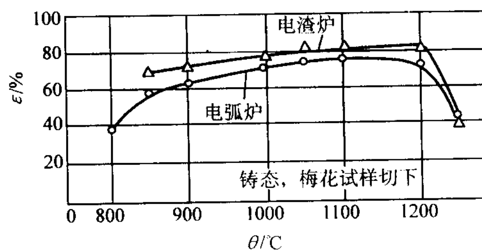


图 13.8-230 合金落锤塑性图

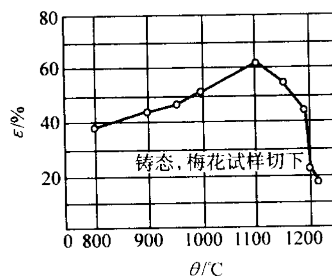


图 13.8-231 合金塑性图

2) 零件热处理工艺　中等尺寸涡轮盘和承力环的热处理制度为（1 140 ± 10)℃，80 min，水冷 + （660 ± 10)℃，16 h，然后升温至 770 ~ 800℃，16 h，空冷（当合金中碳含量 $w_C \leqslant 0.36\%$时，第二阶段时效在 770 ~ 780℃下进行；碳含量 $w_C > 0.36\%$时，第二阶段时效在 790 ~ 800℃下进行。

3) 大型涡轮盘和承力环的热处理制度为 1 140℃ ± 10℃（也可采用 1 130℃ ± 10℃），3 h，流动水冷却 + 650 ~ 670℃，14 ~ 16 h，然后升温至 760 ~ 800℃，16 ~ 20 h，空冷（时效第二阶段的具体温度根据熔炼工艺和化学成分在 760 ~ 800℃内确定）。

2.9 GH2696（GH696，ЭИ696М）

GH2696 是一种以 Fe - 25Ni - 12Cr 为基体的热强钢，用少量的钛、铝、钼和微量硼综合强化，在 650℃以下具有高的屈服强度和持久强度、蠕变强度，以及良好的高温弹性性

能、抗燃气腐蚀性能和加工塑性。适合于制造在650℃以下长期工作的涡轮和压气机紧固件、盘件和工作叶片、涡轮壳体、环形零件（包括连接环），以及在400～650℃工作的圆柱形螺旋弹簧等。合金的短时工作温度可达750℃。该合金可生产供应各种形状的变形产品，例如锻件、环件、棒材、板材、带材、丝材等。

（1）相近牌号

有俄罗斯的ЭП33，ЭИ696M，10X11H23T3MP。

（2）材料的技术标准

GJB2611—1996《航空用高温合金冷拉棒材规范》

GJB3318—1998《航空用高温合金冷轧带材规范》

HB5463—1990《GH696合金热轧和锻制棒材》

HB5464—1990《GH696合金冷拉棒材》

HB5465—1990《GH696合金冷轧薄板》

HB5466—1990《GH696合金冷轧弹簧钢带》

HB5467—1990《GH696合金冷拉丝》

（3）化学成分

GH2696合金化学成分见表13.8-574。

表13.8-574　GH2696合金化学成分（质量分数）

%

C	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Fe
≤0.10	10.0～12.5	21.0～25.0	1.00～1.60	≤0.80	2.60～3.20	余量

B	Mn	Si	P	S
≤				
0.020	0.60	0.60	0.020	0.010

（4）热处理制度

冷轧板：固溶（1 100±15）℃，空冷+冷轧15%～30%（供应状态）+时效700～750℃，3～5 h，空冷

冷轧带：固溶950～1 050℃，空冷+冷轧（供应状态）+时效（700±10）℃，3～5 h，炉冷至650℃，空冷。

冷拉丝：固溶980～1 030℃，空冷或水冷+冷拉40%～50%（供应状态）+时效700～750℃，3～5 h，空冷。

轧棒和锻棒：

制度Ⅰ　固溶（1 100±10）℃，1～2 h，油冷+（780±10）℃，16 h，炉冷至（650±10）℃，16 h，空冷。

制度Ⅱ　固溶1 100～1 120℃，3～5 h，油冷+840～850℃，3～5 h，空冷+700～730℃，16～25 h，空冷。

冷拉棒：

Ⅰ组和Ⅱ组　固溶（1 100±10）℃，0.5～2 h，油冷+冷拉15%～25%（Ⅰ组）或35%～45%（Ⅱ组）+时效（750±10）℃，16 h，炉冷至（650±10）℃，16 h，空冷。

Ⅲ组和Ⅳ组：

制度A　固溶（1 100±10）℃，1～2 h，油冷+时效（780±10）℃，16 h，空冷。

制度B　固溶1 100～1 120℃，3～5 h，油冷+840～850℃，3～5 h，空冷+700～730℃，16～25 h，空冷。

国外相似合金推荐两种热处理制度：

制度Ⅰ　固溶990～1 040℃，2～3 h，油冷

制度Ⅱ　固溶1 080～1 120℃，2～3 h，油冷；随后均进行两次时效；

一次时效　750～780℃，16 h，炉冷至620～660℃或空冷。

二次时效　620～660℃，10～16 h，空冷。

固溶温度根据零件的工作温度选择，工作温度为-253～650℃的零件按制度Ⅰ（1 000℃）固溶，工作温度为650～750℃的零件按制度Ⅱ（1 100℃）固溶。一次时效温度建议根据固溶温度确定，1 000℃固溶后于750℃进行时效，1 100℃固溶后于770～780℃进行时效。

（5）品种规格与供应状态

可供应δ0.8～4.0 mm的冷轧薄板，δ0.1～0.8 mm的冷轧带材，$d \leqslant 6$ mm的冷拉丝材，φ15～30 mm的热轧和锻制棒材，尺寸为8～45 mm的冷拉棒材以及各种锻件。板材和带材于固溶、冷轧状态供应；丝材于固溶、冷拉状态供应；热轧和锻制棒材不经热处理供应；冷拉棒Ⅰ～Ⅲ组于固溶后冷拉状态供应，Ⅳ组于冷拉后固溶状态供应；锻件于锻态供应。

（6）熔炼与铸造工艺

该合金采用电弧炉加电渣重熔、非真空感应加电渣重熔、非真空感应加真空电弧重熔、真空感应加电渣或真空电弧重熔工艺生产。

（7）应用概况与特殊要求

相似合金在国外广泛用于制造航空发动机的各种高温零部件，有长期可靠的使用经验。我国用该合金在多种发动机上制造快卸环、紧固件、弹簧、管接头、安装座和支架等各类零件，并通过使用考核，投入生产使用。

3.9.1　物理及化学性能

1）热性能　热导率见表13.8-575。线胀系数见表13.8-576。

表13.8-575　GH2696合金热导率

θ/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800
λ /W·m⁻¹·K⁻¹	12.6	13.8	15.9	17.6	18.8	20.5	22.2	23.9	26.0

表13.8-576　GH2696合金线胀系数

θ /℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	20～800
$\alpha/10^{-6}$ K^{-1}	16.0	16.7	16.9	17.2	17.5	17.7	18.2	19.9

2）密度　$\rho = 7.93$ g/cm³。

3）电性能　合金电阻率见表13.8-577。

表13.8-577　GH2696合金电阻率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900
$\rho/10^{-6}$ Ω·m	1.30	1.34	1.37	1.38	1.39	1.38	1.35	1.33	1.31

4）磁性能　合金无磁性。

5）化学性能　合金在700℃以下具有满意的抗氧化性能和耐气体腐蚀性。合金在全天候条件下具有满意的耐腐蚀性。

2.9.2　力学性能

（1）技术标准规定的性能

1）冷轧板、冷轧带技术标准规定的性能见表13.8-578。

2）冷拉丝技术标准（HB 5467）规定的性能见表13.8-579。

3）热轧和锻制棒材技术标准（HB5463）和冷拉棒材技术标准（GJB 2611及HB 5464）规定的性能见表13.8-580。

（2）室温及各种温度下的力学性能

1）硬度

① 材料技术标准规定的硬度见表13.8-578～表13.8-581。

② 合金热轧棒材在不同温度固溶处理1～5 h时硬度的变化如图13.8-232所示。

③ 热轧棒材于1 000℃固溶2.5 h油冷后，在500～850℃温度区间时效16 h后硬度的变化如图13.8-233所示，在750℃等温时效过程中硬度的变化如图13.8-234所示。

表 13.8-578 GH2696 合金冷轧板、冷轧带技术标准规定的性能

品种	标准	试样状态	θ/℃	σ_b/MPa	δ_5/%	硬度	反复弯曲次数
冷轧板	HB5465	供应状态＋（700～750℃）×（3～5 h），空冷	20	≥1 175	≥8	35～40HRC	—
冷轧带	GJB3318	供应状态＋（700±10）℃×（3～5 h），炉冷至650℃，空冷	20	≥1 270	≥8	实测	≥5
	HB5466		20	≥1 275	≥8	显微 460～540	≥5

表 13.8-579 GH2696 合金冷拉丝技术标准规定的性能

试样状态	θ/℃	拉伸性能			HRC	扭转 n	弯曲/次	缠绕/圈
		σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%				
		≥						
供应状态＋（700～750℃）×（3～5 h），空冷	20	1 275	8	20	40	6	5	5

表 13.8-580 GH2696 合金热轧和锻制棒材技术标准和冷拉棒材技术标准规定的性能

品种	组别	检验试样热处理制度	室温性能						600℃持久性能	
			σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/kJ·m^{-2}	HBS（d/mm）	σ/MPa	t/h
			≥							
热轧和锻制棒材		Ⅰ.（1 100±10)℃×(1～2 h)，油冷（780±10)℃×16 h，炉冷至（650±10)℃×16 h，空冷	980	685	10	12	295	3.30～3.60	570	≥50
		Ⅱ.（1 100～1 120℃）×（3～5 h），油冷；（840～850℃）×（3～5 h），空冷；（700～730℃）×（16～25 h），空冷	930	635	10	12	295	3.30～3.60	570	≥50
冷拉棒	Ⅰ	供应状态＋（750±10)℃×16 h，炉冷至（650±10)℃×6h，空冷	1 250	1 050	10	35	—	35～40	570	实测
	Ⅱ		1 300	1 100	10	30	—	＞40～50		
	Ⅲ Ⅳ	A. 供应状态＋(1 100±10)℃×(1～2 h)，油冷；(780±10)℃×16 h，空冷	980	685	10	12	295	3.30～3.60	570	≥50
		B. 供应状态＋（1 100～1 120℃）×（3～5 h），油冷；（840～850℃）×（3～5 h），空冷；（700～730℃）×（16～25 h），空冷	930	635	10	12	295	3.30～3.60	570	≥50

表 13.8-581 GH2696 合金不同温度下的力学性能

品种	熔炼方法	状 态	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
棒材	真空双联	1 120℃×3 h 油冷＋840℃×3 h 空冷＋700℃×20 h，空冷	20	651	1 112	31.1	36.7
			200	794	1 176	23.0	30.0
			300	887	1 050	16.8	35.8
			500	805	1 050	16.8	35.8
			600	793	989	24.0	37.6
			700	809	846	29.8	40.5
棒材	真空双联	1 000℃×2.5 h，油冷＋750℃×16 h 炉冷至625℃×13 h，空冷	20	810	1 219	24.8	44.4
			600	854	1 030	19.2	51.8
			700	763	806	35.0	53.2
			750	607	722	22.6	57.0
			800	356	483	34.3	77.6

续表 13.8-581

品种	熔炼方法	状 态	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
棒材	真空双联	980℃×2 h，空冷+750℃×16 h 炉冷至650℃×16 h，空冷	20	768	1 245	26.0	45.5
			600	—	1 094	22.0	45.8
			650	—	927	31.5	59.0
			700	—	784	39.5	56.0
		980℃×2 h，空冷+冷变形 10%～20%+750℃×16 h 炉冷至650℃×16 h，空冷	20	1 138	1 244	21.0	46.8
			600	—	1 101	15.5	48.0
			650	—	1 025	20.5	49.2
			700	—	901	28.0	58.0
棒材 90mm 方坯	非真空熔炼	（1 160～1 180℃）×（2～8h），空冷 +（750～780℃）×（16～25h），空冷	20	667～686	932～1 000	10～15	14～19
			500	628	883	9	14
			600	618	843	10	16
			700	579	696	11	17
			750	510	608	8	13
			800	382	451	17	36
		（1 100～1 300℃）×（2～5）h，油冷 +（730～750℃）× 16 h，空冷或炉冷至（600～650℃）×（10～16h），空冷	20	637～785	1 079～1 226	13～30	15～35
			500	—	932～1 030	15～30	15～35
			600	—	834～1 030	10～22	10～25
			700	—	637～834	8～18	10～26
			750	—	569～686	8～14	10～25
		（950～1 050℃）×（3～5h），油冷 +（720～750℃）×16 h，炉冷至（620～650℃）×（10～16h），空冷	20	834～980	1 079～1 275	20～25	25～40
			500	834～961	980～1 128	13～20	25～35
			600	735～892	980～1 030	12～20	25～35
			700	686～785	785～883	10～15	10～15
			750	—	588～735	12～16	15～25
90 mm 方坯	真空 电弧重熔	1 120℃×3 h，油冷+780℃×16 h 炉冷至620℃×10 h，空冷	20	735～932	1 030～1 228	13～22	14～27
			500	—	932～1 108	15～20	15～30
			600	—	883～1 059	12～26	15～35
			650	—	785～980	12～26	17～35
			700	—	667～834	12～30	17～35
			750	—	569～686	17～40	20～40
90 mm 方坯	真空 电弧重熔	1 000℃×3 h，油冷+750℃×16 h 炉冷至650℃×（10～16h），空冷	20	883～1 010	1 177～1 275	18～26	20～40
			500	—	1 030～1 177	13～20	20～40
			550	—	980～1 118	12～20	20～44
			600	—	932～1 059	15～30	25～48
			650	—	883～951	15～30	18～50
			700	—	735～834	14～30	15～45

④ 热轧棒材经1 000℃固溶2.5 h油冷后，在750℃时效16 h随后炉冷至600～650℃，在该温度下等温补充时效后硬度的变化如图13.8-235所示。

⑤ 冷轧带材于1 000℃固溶后，再在不同温度下进行等温时效，其硬化曲线如图13.8-236所示。

⑥ 冷加工变形量对合金丝材硬度的影响（丝材冷拉后经730℃，4 h时效处理，空冷）如图13.8-237所示，时效温度对冷加工变形量为20%和40%的丝材硬度（时效时间4 h，空冷）的影响如图13.8-238所示。

⑦ 合金在不同温度下长期时效过程中硬度的变化（长期时效前经标准热处理）如图13.8-239所示。

2）力学性能

① 不同形状的产品经不同工艺热处理后于不同温度下的力学性能见表13.8-581，合金在低温下的力学性能见表13.8-582，盘形锻件不同温度的力学性能见表13.8-583。

② 各种冷变形产品室温下的力学性能见表13.8-584。

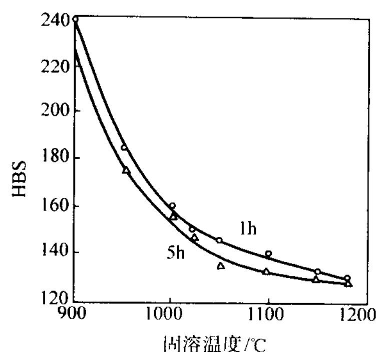


图 13.8-232 热轧棒材在不同温度固溶处理 1 ~ 5 h 后硬度的变化

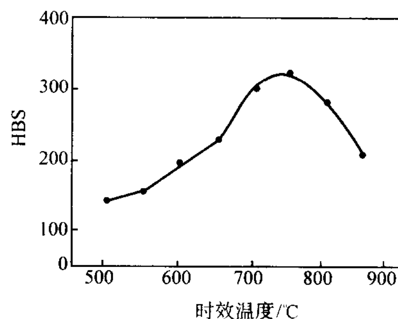


图 13.8-233 热轧棒材不同温度时效后的硬度变化

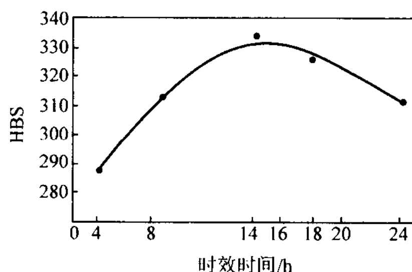


图 13.8-234 热轧棒材于 750℃ 的等温时效曲线

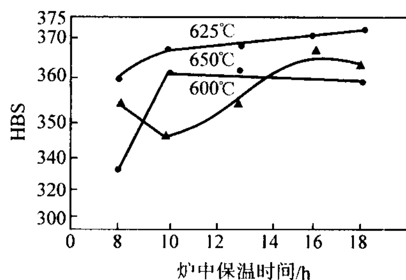


图 13.8-235 棒材在 600 ~ 650℃ 补充时效后硬度的变化

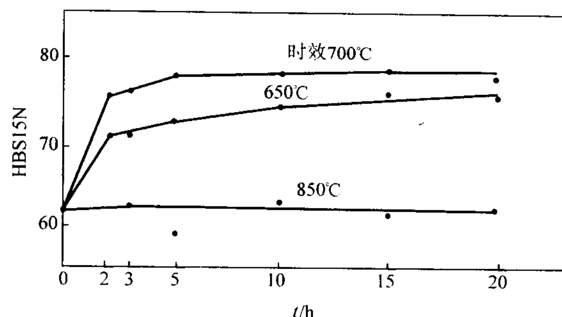


图 13.8-236 带材的等温时效硬化曲线

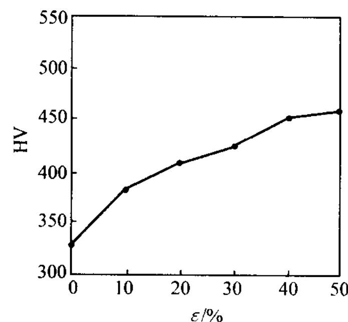


图 13.8-237 冷加工变形量对硬度的影响

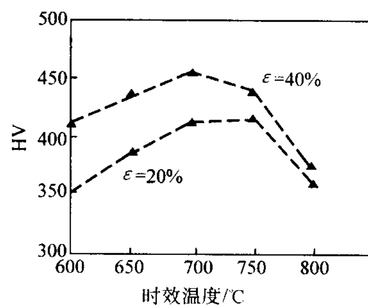


图 13.8-238 时效温度对冷拉丝材硬度的影响

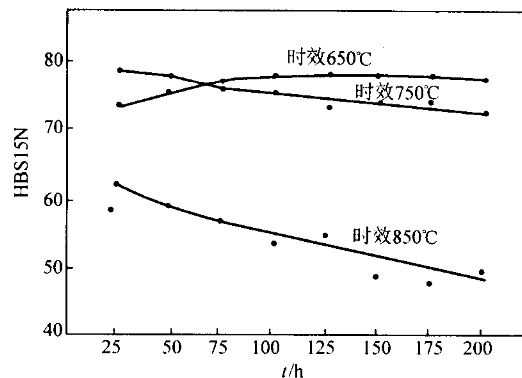


图 13.8-239 合金在不同温度下长期时效后硬度的变化

③ 热轧棒材经 1 100℃，1.5 h，油冷 + 780℃，16 h，炉冷至 650℃，16 h 空冷处理后，试验温度对棒材力学性能的影响如图 13.8-240 所示。

④ 合金经 1 160 ~ 1 180℃ 固溶 + 750 ~ 780℃ 时效 16 ~ 25 h热处理后，屈服点前的拉伸曲线如图 13.8-241 所示，由屈服点至断裂前的拉伸曲线如图 13.8-242 所示。

⑤ 棒材经 1 100℃，1.5 h，油冷 + 780℃，16 h，炉冷至 650℃，16 h，空冷处理，然后再在 600 ~ 800℃经 100 ~ 500 h 长期时效后，室温和 600℃力学性能见表 13.8-585。

⑥ 丝材于冷拉后再经 730℃，4 h 时效处理，冷加工变形量 ε 对丝材室温力学性能的影响如图 13.8-243 所示。

⑦ 冷变形量 ε = 40%和 20%的丝材，于不同温度下时效 4 h后，时效温度对丝材室温力学性能的影响如图 13.8-244 所示。

3）冲击性能

① 合金棒材和90 mm方坯不同热处理状态在室温和低温下的冲击韧度见表13.8-586。

② 合金经1 100℃，1.5 h，油冷+780℃，16 h，炉冷至650℃，16 h空冷处理，再在600～800℃长期时效后冲击韧度的变化见表13.8-587。

③ 棒材于980℃，2h，空冷+750℃，16 h，炉冷至650℃，16 h，空冷热处理状态，再经不同变形量冷变形后，冲击韧度的变化见表13.8-588。

4）扭转与剪切性能　棒材的硬度与其剪切强度间的关系见表13.8-589。

5）其他性能

① 合金在不同温度下的松弛稳定性见表13.8-590。

② 合金在拉伸至2 000h（σ_0 = 343 MPa）时的应力松弛曲线如图13.8-245所示，试验至5 000 h时的应力松弛曲线如图13.8-246所示。

表13.8-582　GH2696合金在低温下的力学性能（缺口 r=0.1 mm，K_t=4.5）

品种	熔炼方法	状态	θ/℃	$\sigma_{p0.2}$/MPa	σ_b/MPa	σ_{bH}/MPa	δ_5/%	ψ/%
棒材 90 mm 方坯	真空电弧重熔	1 000℃×（3～5h），油冷 +（720～750℃）×16 h +（630～650℃）×（10～16h）	-196	1 069	1 559	1 648～1 765	15	17
			-70	902～980	1 363	1 648～1 765	20～25	35～40
			20	883	1 216	1 559～1 667	20	30
		1 120℃×3 h，油冷 +775℃×16 h+600℃×5 h	-253	1 118	1 510	—	5	9
			-196	941～1 049	1 373	1 598～1 677	14	16
			-70	804～902	1 265	1 520～1 618	19	21
			20	834	1 128	1 373～1 491	16	16

表13.8-583　GH2696合金盘形锻件不同温度下的力学性能

品种	状态	取样方向	θ/℃	$\sigma_{p0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
盘形锻件（真空电弧重熔）	1 000℃×3 h，油冷 +（750～780℃）×16 h +650℃×（10～16h）	轮缘切向	20	785～1 030	1 079～1 275	15～25	17～32
			500		1 060	13	29
			550		1 060	13	30
			600		1 060	13	30
		轮辐径向	20	883	1 080～1 275	21	33
			400		1 040	16	36
			500		1 030	15	33
			550		1 030	15	36
		轮毂径向	20	883	1 175	17	30
			400		1 060	14	25
			500		1 040	14	32
	1 120℃×3 h，油冷 +780℃×16 h+620℃×10 h	轮缘切向	20	735	1 080	14	15
			600		902	12	15
			700		686	15	18
		轮辐径向	20		1 120	10	12
			600		902	15	19
			700		716	12	13
		轮毂径向	20	745	1 110	11	15
			600		883	17	23
			700		667	19	21

表13.8-584　GH2696合金各种冷变形产品在室温下的力学性能

品种	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
冷拉棒	冷拉后（950～1 050℃）×（2～5h），油冷+（730～750℃）×16 h，炉冷至（600～650℃）×（10～18h），空冷	1 280	879	21.6	40.6
冷拉丝	冷拉40%+730℃×4 h，空冷	1 315	—	13.3	34.3
冷轧带	冷轧55%+700℃×（3～5h），空冷	1 420	—	4.3	—

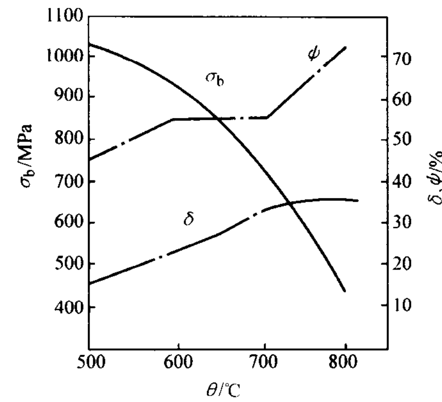


图 13.8-240 试验温度对棒材力学性能的影响

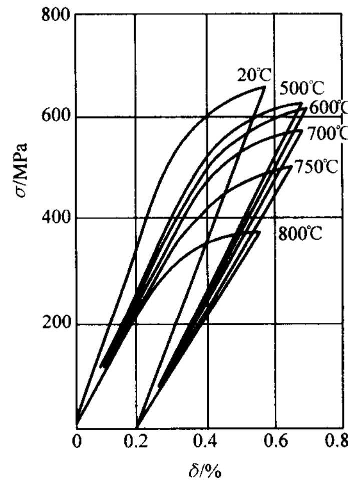


图 13.8-241 合金于屈服点前的拉伸曲线

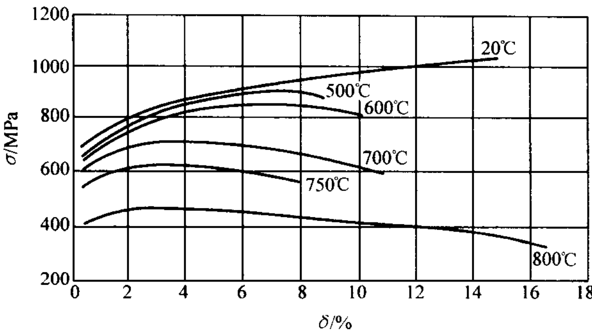


图 13.8-242 合金由屈服点至断裂前的拉伸曲线

(3) 持久和蠕变性能

1) 高温持久性能

① 各种变形产品在不同热处理状态和不同温度下的持久强度见表 13.8-591。

② 合金于 1 160 ~ 1 180℃固溶 + 750 ~ 780℃时效 16 h 后的持久应力 - 寿命曲线如图 13.8-247 所示。

③ 棒材经 1 000℃，2.5 h，油冷 + 750℃，16 h，炉冷至 625℃，13 h，空冷处理后的热强参数综合曲线如图 13.8-248 所示。

④ 合金于相同状态下的光滑与缺口持久性能见表 13.8-592。

⑤ 棒材经 1 100℃，1.5 h，油冷 + 750℃，16 h，炉冷至 650℃，16 h，空冷处理后，于 600 ~ 800℃长期时效 100 ~ 500 h过程中持久性能的变化见表 13.8-593。

2) 高温蠕变性能

① 合金于 1 170 ~ 1 180℃，空冷 + 775℃时效 20 h 后的蠕变强度见表 13.8-594。不同温度的蠕变曲线如图 13.8-249 所示。

表 13.8-585 GH2696 合金室温和 600℃力学性能

时效规范		20℃拉伸性能				600℃拉伸性能			
θ/℃	t/h	$\sigma_{p0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	$\sigma_{p0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
标准热处理		845	1 240	22.2	39.2	649	904	19.0	48.5
600	100	938	1 305	22.8	37.5	796	937	18.0	48.2
	300	922	1 305	22.0	38.7	786	956	20.2	45.7
	500	—	—	—	—	767	941	20.2	40.0
700	100	888	1 230	25.0	41.5	735	907	19.2	45.7
	300	863	1 205	22.5	34.5	809	948	21.0	46.7
	500	878	1 215	22.0	34.0	723	899	20.5	43.5
800	100	—	932	26.2	40.0	—	731	20.0	43.0
	300	—	912	24.2	32.0	—	706	25.5	49.0
	500	—	897	23.0	29.0	—	691	24.7	46.5

② 合金棒材于 1 000℃，2.5 h，油冷 + 750℃，16 h，炉冷至 625℃，13 h，空冷处理状态的蠕变试验结果见表 13.8-595。

(4) 疲劳性能

该合金的高温疲劳强度见表 13.8-596。

(5) 弹性性能

该合金不同温度的弹性模量见表 13.8-597，在 600 ~ 800℃下长期时效 100 ~ 500 h 后的弹性模量见表 13.8-598。

2.9.3 组织结构

合金在标准热处理状态的组织由 γ 固溶体，γ′强化相、Ti (C, N)、M_3B_2、η 相、L 相和 Y 相等组成，γ′相是主要强化相，数量占 10.1%，微量相占 0.72%左右，γ′相的析出峰在 750℃左右，600 ~ 650℃有二次析出，950℃时已完全固溶。γ′相是亚稳相，在 700℃以上长期时效会向 η 相转变，但数量不多，对力学性能影响不明显。800℃长期时效时 γ′相数量大幅度减少，晶界和晶内析出大量棒状 L 相，使强度和韧性明显下降。在1 020℃以上固溶时，MC、M_3B_2 和 η 相

在晶界明显减少，使晶粒长大，在1 100℃以上固溶 M_3B_2 相大量溶解。Y相是Ti（C，S）化合物，不参与合金的热处理和强化。

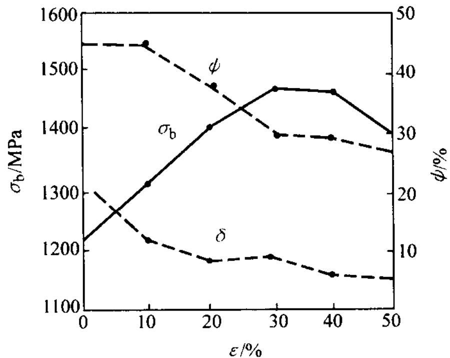


图13.8-243 冷加工变形量ε对丝材室温力学性能的影响

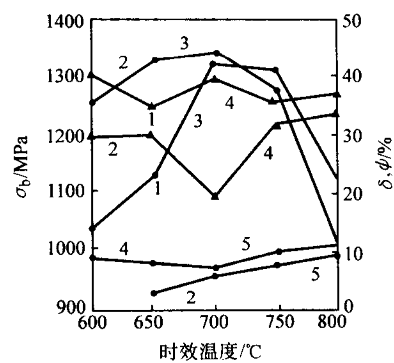


图13.8-244 时效温度对丝材室温力学性能的影响
1—ε=20%；2—ε=40%；3—σ_b；4—ψ；5—δ

表13.8-586 GH2696合金棒材和90 mm方坯不同热处理状态在室温和低温下的冲击韧度

状 态	a_{KU}/kJ·m^{-2}			
	20℃	-70℃	-196℃	-253℃
1 000℃×（3~5h），油冷+720~750℃×16 h+（630~650℃）×（10~16h）	755	785	686	—
1 120℃×3 h，油冷+775℃×16 h+600℃×5 h	588	—	588	343

表13.8-587 GH2696合金600~800℃长期时效后冲击韧度的变化

时效温度/℃	未时效	600			700			800		
时效时间/h		100	300	500	100	300	500	100	300	500
a_{KU}/kJ·m^{-2}	735	579	461	549	588	559	441	226	235	451

表13.8-588 不同变形量冷变形后冲击韧度的变化

冷变形量/%	0	17.3	33.0	47.0
a_{KU}/kJ·m^{-2}	948	690	555	386

表13.8-589 棒材的硬度与其剪切强度的关系

棒材硬度 HRC	24.0	29.0	40.5	44.5
τ/MPa	537	544	798	870

表13.8-590 GH2696合金在不同温度下的松弛稳定性

状 态	θ/℃	σ_0/MPa	试验至下列时间后的残余应力/MPa			状态	θ/℃	σ_0/MPa	试验至下列时间后的残余应力/MPa		
			100 h	200 h	500 h				100 h	200 h	500 h
1 100℃×2 h，油冷+750℃×16 h+650℃×16 h	500	343	343	343	343	1 100℃×2 h，油冷+750℃×16 h+650℃×16 h	700	343	275	240	235
	600	343	324	314	314		750	343	167	147	118
	650	343	314	314	314		800	343	59	—	—

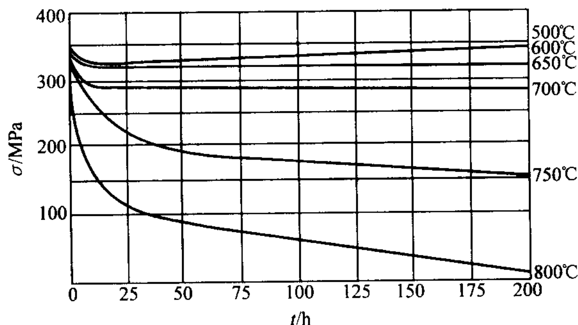


图13.8-245 合金在拉伸至200 h（σ_0=343 MPa）时的应力松弛曲线

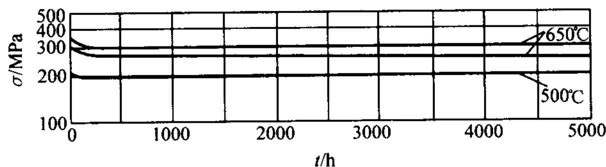


图13.8-246 合金在拉伸试验至5 000 h时的应力松弛曲线

2.9.4 工艺性能与要求

（1）成形性能

1）合金具有良好的冷热成形工艺性能，锻造、轧制和模锻的开始变形温度为1 090℃，变形终了温度为880℃，一次加热的变形程度为35%。

表 13.8-591 GH2696合金各种变形产品在不同热处理状态和不同温度下的持久强度

品种	状 态	θ/℃	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}	σ_{2000}	σ_{5000}	σ_{10000}
			MPa					
热轧棒材	时效 780℃×16 h +650℃×16 h	550	—	—	667	—	579	530
		650	—	—	373	—	245	206
	1 200℃×2 h，空冷+850℃×5 h+700℃×25 h	650	—	—	441	—	353	333
热轧棒材、盘形模锻件	1 120℃×3 h，油冷+850℃×16 h+750℃×16 h	650	—	—	373~382	—	314~324	275~284
		700	—	—	245~255	—	177~186	147~157
棒材，90 mm方坯	(1 160~1 180℃)×(2~8h)，空冷+775℃×(16~25h)	500	657~667	—	—	—	—	—
		600	549~559	—	—	—	—	—
		650	481~490	—	—	—	—	—
		700	392~412	—	—	—	—	—
		750	294~314	—	—	—	—	—
		800	167~177	—	—	—	—	—
	(1 100~1 130℃)×(2~5)h，油冷+(730~780℃)×16 h，炉冷至600~650℃或空冷+(600~650℃)×(10~16h)	500	735~814	726~765	686~726	667~706	—	—
		600	588~618	—	—	—	—	—
		650	481~490	382~402	363~382	343~353	—	—
		700	392~412	314~333	294~314	275~294	—	—
		750	275~314	186~206	—	—	—	—
	(950~1 050℃)×(3~5h)，油冷+(720~750℃)×16 h，炉冷至(620~650℃)×(10~16h)	500	883	—	—	—	—	—
		550	686	—	—	—	—	—
		600	588	—	—	—	—	—
棒材	1 000℃×2.5 h，油冷+750℃×16 h，炉冷至625℃×13 h，空冷	550	680	640	620	600	—	—
		600	590	530	500	480	—	—
		650	480	410	370	340	—	—
		700	350	290	—	—	—	—

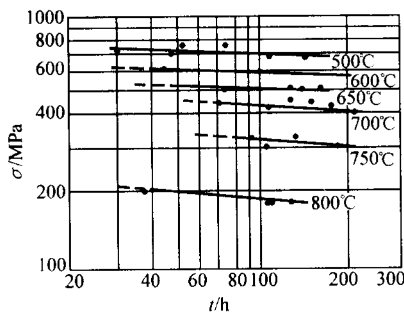


图 13.8-247 不同温度下的持久应力-寿命曲线

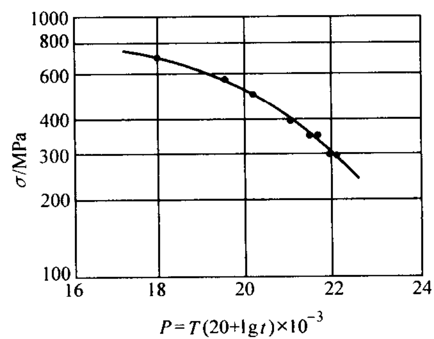


图 13.8-248 棒材的热强参数综合曲线
（T的单位为K，t的单位为h）

表 13.8-592 GH2696合金于相同状态下的光滑与缺口持久性能

品种	状 态	θ/℃	σ/MPa	持久寿命/h 光滑	持久寿命/h 缺口	品种	状 态	θ/℃	σ/MPa	持久寿命/h 光滑	持久寿命/h 缺口
棒材	1 000℃×2.5 h，油冷+750℃×16 h，炉冷至650℃×13 h，空冷	500	686	>1 700	>2 200	棒材	1 000℃×2.5 h，油冷+750℃×16 h，炉冷至650℃×13 h，空冷	650	392	606	>2 200
		600	569	254	>2 200			700	342	162	>2 200
		600	490	1 235	>2 200			750	294	33	185

续表 13.8-592

品种	状态	θ/℃	σ/MPa	持久寿命/h		品种	状态	θ/℃	σ/MPa	持久寿命/h	
				光滑	缺口					光滑	缺口
棒材	980℃×2 h，空冷+750℃×16 h，炉冷至650℃×16 h，空冷	600	588	354	—	棒材	980℃×2 h，空冷+冷变形10%~20%+750℃×16 h冷炉至650℃×16 h，空冷	600	588	145	154
		700	392	89	164			650	490	158	180
								700	392	129	235

表 13.8-593 GH2696 合金 600~800℃长期时效 100~500 h 过程中持久性能的变化

时效规范		持久性能					时效规范		持久性能				
θ/℃	t/h	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ_5/%	ψ/%	θ/℃	t/h	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ_5/%	ψ/%
标准热处理		600	569	44:33	26.8	40.5	700	300	600	569	42:53	30.4	35.5
600	100	600	569	67:08	29.6	29.4		500			63:28	18.6	31.0
	300			114:42	20.6	30.6	800	100	600	569	63:18	25.0	27.3
	500			41:53	25.4	37.4		300			53:25	23.6	32.5
700	100	600	569	88:58	19.8	16.9		500			36:03	39.4	39.4

表 13.8-594 GH2696 合金于 1 170~1 180℃，空冷+775℃时效 20 h 后的蠕变强度

品种	状态	$\sigma_{0.2/100}$（按残余变形）/MPa		
		500℃	700	750
棒材，90 mm 方坯	(1 170~1 180℃)×2 h，空冷+775℃×20 h，空冷	≥588	333	230

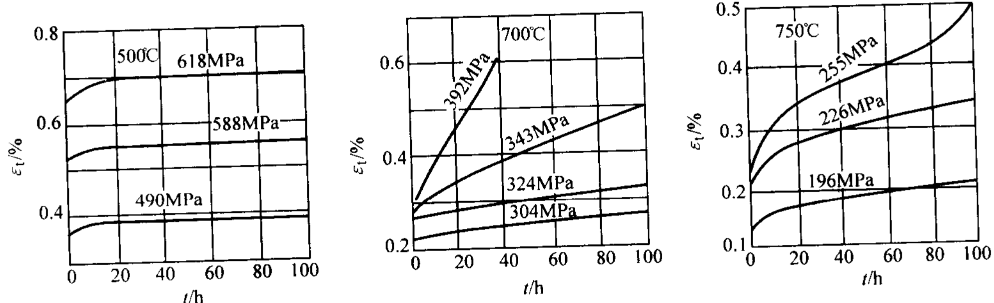


图 13.8-249 合金的蠕变曲线

表 13.8-595 GH2696 合金空冷处理状态的蠕变试验结果

品种	θ/℃	σ/MPa	t/h	ε_t/%	ε_{tp}/%	ε_e/%	品种	θ/℃	σ/MPa	t/h	ε_t/%	ε_{tp}/%	ε_e/%
热轧棒材	650	98	100	0.194 0	0.196 0	-0.002 0	热轧棒材	650	294	100	0.166 0	0.180 0	-0.014 0
		147		0.070 0	0.086 0	-0.016 0			490		0.364 0	0.308 0	-0.056 0
		196		0.100 0	0.116 0	-0.016 0							

表 13.8-596 GH2696 合金高温疲劳强度

品种	状态	θ/℃	疲劳极限（10^7）/MPa	
			σ_{-1}	σ_{-1H}
棒材，90 mm 方坯	(1 170~1 180℃)×2 h，空冷+775℃×20 h，空冷	750	255	245

表 13.8-597 GH2696 合金不同温度的弹性模量

θ/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
E/GPa	186	—	—	—	—	133	128	122	109	—
E_D/GPa	198	192	185	178	171	162	155	148	139	125

2）合金在落锤上试验时的塑性曲线如图 13.8-250 所示。

3）热轧棒材在不同温度下固溶处理 1~5 h 后的晶粒平均直径变化如图 13.8-251 所示。

（2）焊接性能

该合金具有满意的焊接性能，可用氩弧焊、点焊、缝焊进行焊接。

(3) 切削加工与磨削性能

该合金具有良好的切削加工性能。

表 13.8-598 GH2696 合金在 600 ~ 800℃下长期时效后的弹性模量

时效规范		不同温度下的 E_D/GPa									
θ/℃	t/h	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
标准热处理		198	192	185	178	171	162	155	148	139	125
	100	200	194	188	181	174	167	159	151	140	134
	300	200	194	188	180	174	166	158	151	143	134
	500	202	197	190	183	175	169	161	153	140	127
	100	199	192	185	179	172	163	156	149	139	125
	300	218	213	207	200	191	183	176	166	155	140
	500	199	193	186	179	171	165	157	150	139	126
	100	192	186	180	174	167	159	151	144	136	123
	300	192	187	180	175	168	160	153	145	137	127
	500	195	189	183	177	171	160	157	148	140	128

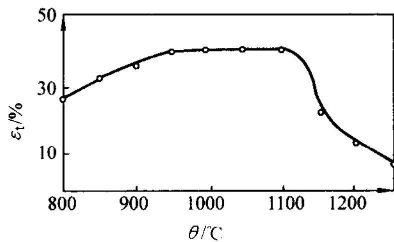


图 13.8-250 落锤试验的塑性曲线

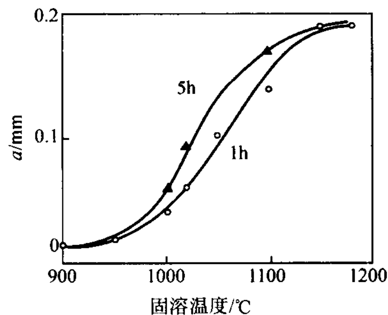


图 13.8-251 棒材在不同温度下固溶 1 ~ 5 h 后晶粒平均直径的变化

2.10 1Cr13（12X13、X10Cr13）

1Cr13 钢为马氏体型不锈钢，淬透性好，一般经油淬或空冷后即可得到马氏体组织。它还具有较高的硬度、韧性、较好的耐腐性、热强性和冷变形性能，减振性也很好。该钢要求高温或低温回火，但应避免在 370 ~ 560℃之间进行回火。低温回火可消除淬火过程中形成的内应力；高温回火在保证具有良好耐蚀性的同时，可获得优良的综合力学性能。

2.10.1 用途

该钢在 450 ~ 475℃下使用，常用做汽轮机低温段长叶片及其他耐蚀零件，例如发电机水箱、水箱环、中心管、水接头法兰等。

2.10.2 技术条件

1Cr13 钢及其相近似钢号的化学成分与力学性能见表 13.8-599 和表 13.8-600。

2.10.3 工艺性能

(1) 冶炼

该钢在碱性电炉中进行冶炼。用做叶片时，1Cr13 钢的碳含量过低会使强度和韧性达不到要求，建议冶炼时碳含量 w_C 不低于 0.09%。

为减少发纹，冶炼时尽量设法减少夹杂物，最好采用电渣重熔。另外，1Cr13 钢钢锭易产生轴心裂纹，因此应采用

表 13.8-599 1Cr13 钢的化学成分（质量分数） %

标准	钢号	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Ti
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤1.00	11.50 ~ 13.50	≤0.60	
GB/T 8732—2004	1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤0.030	≤0.030	≤1.00	11.50 ~ 13.50	≤0.60	
AISI SAE UNS	410 51 410 541 009	≤0.15	≤1.00	≤0.040	≤0.030	≤1.00	11.50 ~ 13.50	≤0.60	
ГОСТ 5632—72	12X13 (1X13)	0.09 ~ 0.15	≤0.80	≤0.030	≤0.025	≤0.80	12.0 ~ 14.0	≤0.60	≤0.20
JISG 4303 (1998)	SUS410	≤0.15	≤1.00	≤0.040	≤0.030	≤1.00	11.50 ~ 13.50		

续表 13.8-599

标准	钢号	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Ti
DIN	X10Cr13	0.08～0.12	≤1.00	≤0.045	≤0.030	≤1.00	12.00～14.00	≤1.00	
BS	410S21	0.09～0.15	≤1.00	≤0.040	≤0.030	≤1.00	11.50～13.50		
AFNOR NF A35－578（82）	Z12C13	0.08～0.15	≤1.00	≤0.040	≤0.030	≤1.00	12.0～14.0		
SQB 40.34—88	1Cr13	0.10～0.15	≤0.60	≤0.035	≤0.030	≤0.60	12.00～14.00		

表 13.8-600　1Cr13 钢的力学性能

标　准	钢号	钢材类型	热处理制度			σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB	备注
			退火	淬火或固溶	回火							
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	1Cr13	棒材 ≤ϕ250	800～900℃ 缓冷	950～1 000℃ 油冷	700～750℃ 快冷	≥540	($\sigma_{0.2}$) ≥345	≥25	≥55	≥78 (A_K)	≥159	退火间 ≤200HB
GB/T 8732—2004	1Cr13					≥540	≥345	≥25	≥55	≥98.0	≥159	
JIS	SUS410	棒材		950～1 000℃ 油冷	700～750℃ 快冷	≥540	≥345	≥25	≥55	≥98（J）	≥159	
DIN	X10Cr13		750～800℃ 空/炉冷	950～1 000℃ 空/油冷	680～780℃ 回火	600～800	≥420	≥18	≥55	≥70 (DVM)（J）	170～210 hb30	
SQB40.34—88	1Cr13	条钢（调质）				≥588	≥412	≥20	≥60	88.2 (a_{KU})		纵向性能
JB3288	1Cr13	动叶围带（调质）				≥608	≥441	≥17			192～241	纵向
JB3288	1Cr13	动叶片（调质）				≥618	≥441	≥20	≥60	≥78.5 (a_{KU})	192～241	纵向

较大锥度的钢锭和适当的冶炼条件及浇注条件。

（2）锻造

该钢加热温度为 1 180℃，始锻温度为 1 100～1 150℃，终锻温度≥850℃，堆冷或埋热砂中冷却。1Cr13 钢易产生轴心裂纹，应采用较大锻压比。另外，1Cr13 钢还应严格控制始锻温度及终锻温度，否则易过热使晶粒粗大并析出大量 δ 铁素体导致韧性下降，且粗晶难以用热处理方法消除。

（3）热处理

1Cr13钢通常在调质状态下使用。退火温度为 800～900℃缓冷或为约 730℃快冷，退火后的硬度≤200HB。淬火在950～1 000℃加热，然后油冷，700～750℃回火，保温 2 h，快冷。回火后的金相组织为回火索氏体＋少量铁素体。晶粒度 8～9 级。

（4）焊接性能

该钢焊前预热到 250℃左右，焊后冷却到 150℃左右，再经去应力退火。焊条用新铬 217。

（5）冷加工性能

该钢室温下具有良好的塑性，一般不需要预热就可进行弯曲、卷边、折叠等冷加工变形，冷态轧制效果良好，并具有深冲性能。

（6）切削性能

该钢切削性能尚可。

2.10.4　性能

（1）物理性能

1Cr13 钢的物理性能见表 13.8-601。

（2）C 曲线

表 13.8-601　1Cr13 钢的物理性能

密度/g·cm^{-3}	7.77、7.70、7.75			熔点/℃			1 430，1 483～1 532		
项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	550	600	700
弹性模量 E/GPa	216 217	212	206 206	199 198	190 189	178 179	165		
切变模量 G/GPa	84.1	82.6	80.1	76.6	73.8	69.3			
泊松比 μ	0.28	0.28	0.28	0.29	0.29	0.29			
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	23.1	25.5 25.1	28.0 26.0	28.6 26.3	29.2 28.1	30.6 28.9			

续表 13.8-601

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	550	600	700
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		435 473	486 515	519 553	544 607	548 682		 779	
线胀系数（与20℃之间）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$		11.3 10.5	11.5 11.0	11.8 11.5	12.0 12.0	12.2 12.0			
电阻率 $\rho/10^{-6}\Omega\cdot m$	50	58	68	77	85	93		102	110

临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s
	730	850	700	820	340

图 13.8-252～图 13.8-256 为不同成分和不同奥氏体化温度的 1Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线。图 13.8-257 为不同直径圆棒材的连续冷却转变曲线。

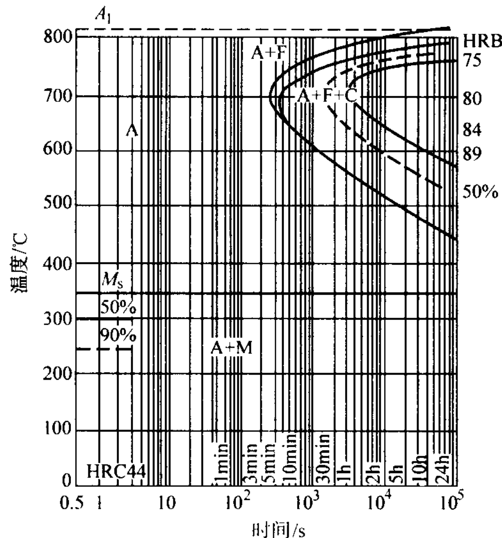


图 13.8-252　1Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线

A_1 820℃；M_s 350℃；AT 1 000℃

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
	0.11	0.45	0.49	12.0	0.13	0.02

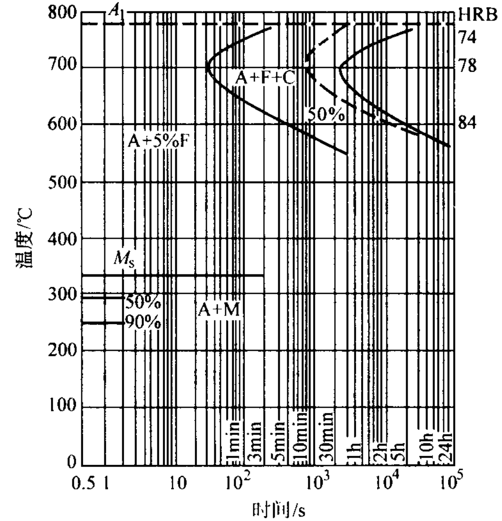


图 13.8-253　1Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线

A_1 790℃；M_s 335℃；AT 980℃

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
	0.11	0.31	0.62	13.24	0.15	0.02

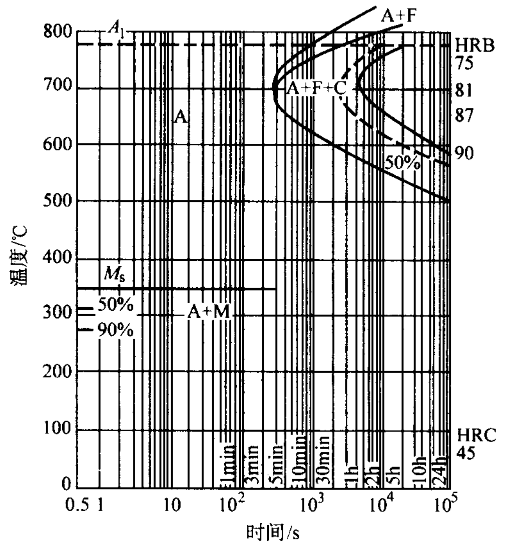


图 13.8-254　1Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线

A_1 790℃；M_s 350℃；AT 980℃

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
	0.11	0.37	0.44	12.18	0.16	0.02

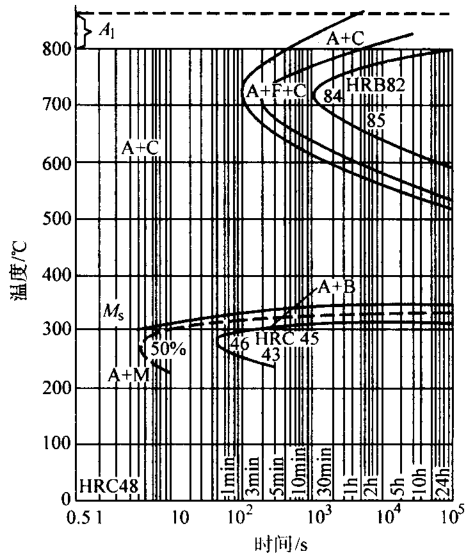


图 13.8-255　1Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线

A_{1s}～A_{1f} 800～880℃；AT 980℃

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	Cr	Ni
	0.13	0.52	0.33	12.5	0.12

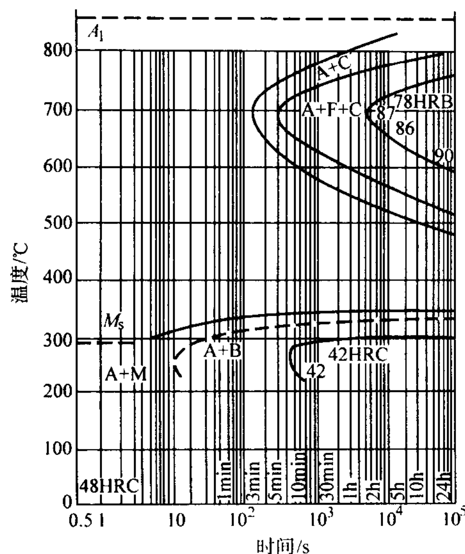


图 13.8-256 1Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线

$A_{1s} \sim A_{1f}$ 800 ~ 880℃；AT 1 100℃

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	Cr	Ni
	0.13	0.52	0.33	12.5	0.12

(3) 力学性能

表 13.8-602 ~ 表 13.8-611 列出了 1Cr13 钢及其近似钢号的室温和高温力学性能。图 13.8-258 为回火温度与硬度的变化曲线。

(4) 旋转弯曲疲劳性能

1) 表 13.8-612 为不同温度回火后 1Cr13 钢的抗拉强度与疲劳极限。

2) 表 13.8-613 列出了具有指定存活率的疲劳极限。

3) 表 13.8-614 和表 13.8-615 列出了光滑试件和缺口试件具备指定存活率的疲劳寿命（材料成分与热处理工艺同表 13.8-613）。

4) 图 13.8-259 和图 13.8-260 为光滑试件与缺口试件的 $P-\sigma-N$ 曲线（材料成分与热处理工艺同表 13.8-613）。

5) 表 13.8-616 为 1Cr13 钢在不同温度下的疲劳极限。图 13.8-261 为 1Cr13 钢不同状态下的疲劳极限与温度的变化关系曲线。

6) 表 13.8-617 为 1Cr13 钢在不同介质中的疲劳极限。

(5) 断裂力学性能

1Cr13 钢调质态下的屈服强度 σ_s = 637 MPa，δ_c = 0.091 ~ 0.103 mm。

(6) 持久强度

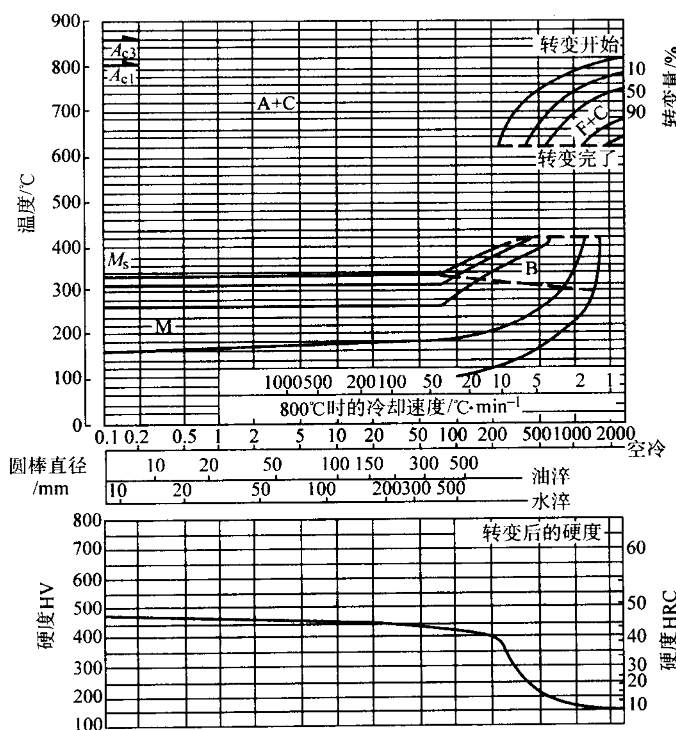


图 13.8-257 不同直径的 1Cr13 钢连续冷却曲线

AT 980℃，晶粒度：8

状态 轧后 650℃ × 1 h

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	P	S	Cr
	0.12	0.40	0.50	0.020	0.010	12.5

表 13.8-618 为 1Cr13 钢在不同试验温度下的持久强度。图 13.8-262 为光滑试样与缺口试样的持久强度曲线。图 13.8-263 为 L-M 参数曲线。

(7) 蠕变极限

表 13.8-619 为 1Cr13 钢不同温度下的蠕变极限，图 13.8-264 示出了蠕变极限和持久强度随温度的变化曲线，图 13.8-265 示出了某一温度下对应不同蠕变速率的蠕变极限。

(8) 应力松弛性能

表 13.8-620 和图 13.8-266 为 1X13 钢在 400℃下的应力松弛性能和应力松弛曲线。表 13.8-621 和图 13.8-267 为 1X13 钢在 450℃下的应力松弛性能和应力松弛曲线。

(9) 组织稳定性

图 13.8-268 和图 13.8-269 为 1X13 钢在某一恒定温度下保温时间对力学性能的影响。1Cr13 钢经 470 ~ 530℃ 保温 10^4 h 后 $\sigma_{0.2}$ 与 σ_b 基本不变，冲击韧度由 156.8 J/cm² 下降至 98 ~ 117.6 J/cm²。

表 13.8-602 1Cr13 钢室温力学性能

钢号	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB	备 注
1Cr13	1 050℃油淬，720℃回火，空冷	721	595	22	73	277	222	1Cr13 材料为 ϕ25 热轧钢棒 C 0.11% Mn 0.29% Si 0.25% Cr 12.78% Ni 0.14% P 0.025% S 0.009%
12X13	760℃退火×2 h	615	540	30	72		217～229	
	870℃退火×2 h	540	275	35	73		170～195	
	925～1 000℃空冷或油淬 +230～270℃回火×2 h	1 275	930	15	60		360～380	
	+540℃回火×2 h	980	785	20	65		260～330	
	+600℃回火×2 h	785	615	22	65		210～250	
	+650℃回火×2 h	715	590	23	68		200～230	
	+760℃回火×2 h	615	410	30	72		170～195	
	1 000℃空淬，730℃回火；1 000～1 050℃油淬，700～790℃回火	590	410	20	60	88	190～220	

表 13.8-603 1Cr13 钢力学性能统计数据

材料规格 /mm	子样数 n		σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB
			MPa		%			
ϕ25～45	$n=74$	平均值	492	683	23	71	232	试样经1 050℃油淬，770℃回火保温 0.5 h，水冷处理
		标准差	30	25	2	3	40	
ϕ50～65	$n=22$	平均值	475	668	23	71	219	
		标准差	46	37	2	3	33	
ϕ70～80	$n=19$	平均值	487	672	25	72		
		标准差	41	38	2	1		

表 13.8-604 1Cr13 钢的室温力学性能

热处理制度	$\sigma_{0.01}$	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.7}$	$\sigma_{0.85}$	σ_b	δ_5	ψ
	MPa					%	
1 050℃油淬+700℃回火	429	546	528	491	696	23.6	72.2

表 13.8-605 1Cr13 钢不同温度回火后的室温力学性能

淬 火	回火/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ
		MPa		%	
925～1 000℃油淬	300	1 275	932	15	60
	540	981	785	20	65
	600	785	618	22	65
	650	716	588	23	68
	700	686	539	25	69
	760	618	412	30	72

表 13.8-606 1Cr13 钢不同温度下的力学性能

热处理制度	温度 /℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ
		MPa		%	
1 030～1 050℃油淬+750℃回火	20	598	402	22	60
	200	530	363	16	60
	400	490	363	16	58
	500	363	275	18	64
	600	226	177	18	70

表 13.8-607 1Cr13 钢的高温力学性能

钢号	热处理制度	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}
1Cr13	1 030~1 050℃油淬，680~700℃空冷回火	20	697	571	21.7	67.9	150
		300	644	553	14.1	66.0	185
		500	523	444	17.3	69.5	189
		550	446	419	19.8	73.3	—
		600	323	314	27.3	85.2	191

表 13.8-608 1X13 钢的高温力学性能

材料	热处理制度	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}
1X13 C 0.13% Si 0.65% Mn 0.63% Cr 14.0% S 0.006% P 0.015%	1 030~1 050℃淬火，750℃回火	20	603	407	22	60	108.0
		200	529	368	16	60	
		400	490	363	16.5	58	196.0
		500	363	274	18	64	235.0
		600	225	176	18	70	221.0

表 13.8-609 1X13 钢的高温力学性能

材料	热处理制度	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	E /GPa
1X13	淬火+回火	20	730.1	591.9	19.5	66.0	142.1	216.58
C 0.14%		200	651.7	534.1	17.5	67.0	210.7	205.80
Si 0.37%		300	602.7	509.6	16.0	68.5	240.1	197.96
Mn 0.32%		400	573.3	465.5	15.0	66.5	225.4	189.14
Cr 12.86%		470	553.7	490.0	13.0	67.0	240.1	
Ni 0.22%		500	534.1	470.4	15.5	69.5	249.9	179.34
S 0.016%		530	494.9	445.9	16.5	72.5		
P 0.018%		550	455.7	416.5	20.0	79.0	264.6	164.64

表 13.8-610 X10Cr13 钢不同温度下的屈服强度 MPa

热处理制度	试验温度/℃				
	50	100	200	300	400
退火：750~800℃空/炉冷	240	235	225	220	195
淬火：950~1 000℃空/油冷 回火：680~780℃	430	420	400	365	305

表 13.8-611 1Cr13 及邻近钢号的高温力学性能

温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
	MPa		%	
90	500~606	651~751	18~28	61~81
205	466~574	603~703	16~26	60~81
315	455~569	569~669	14~25	59~80
425	433~537	510~614	14~25	60~81
540	344~466	397~490	18~30	67~87
650	173~296	191~309	30~40	83~103

(10) 化学性能

1) 对湿空气、天然水、蒸汽及室温下的一些有机酸、硝酸及某些盐碱溶液的耐腐蚀性高，对海水耐腐蚀性良好。但不能耐硫酸、盐酸、氟氯酸的侵蚀。表 13.8-622 和表 13.8-623 为 1Cr13 钢在不同介质下的耐腐蚀性能。

2) 650℃不起皮，强烈氧化开始温度为750℃。

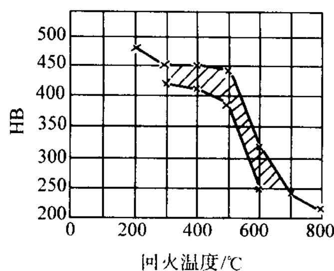


图 13.8-258 1X13 钢硬度与回火温度的关系 淬火 1 050℃

表 13.8-612 1Cr13 钢不同温度回火后的抗拉强度与疲劳极限的关系（10^7 次）

热处理制度		σ_b	σ_{-1}	$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_b}$
淬火	回火/℃	MPa		
980℃油淬	480	1 160	510	0.45
	540	1 145	537	0.47
	595	755	412	0.55
	705	571	307	0.54

表 13.8-613 1Cr13 钢的疲劳极限

试样/mm	指定存活率下的疲劳极限 σ_{-1}（指定寿命 10^7）/MPa					备注
	50%	90%	95%	99%	99.9%	
光滑试样 $d=9.48$	374（$S=12.99$）	358	353	344	334	试样经 1 050℃油淬，720℃回火，保温 2 h 化学成分（质量分数） C 0.11% Mn 0.29% Si 0.25% Cr 12.78% Ni 0.14% P 0.025% S 0.009%
缺口试样 $d=9.48$ $r=0.75$	222（$S=9.67$）	209	206	199	192	

表 13.8-614 1Cr13 钢光滑试样在指定存活率下的疲劳寿命

疲劳寿命/10^3 存活率/% \ 应力/MPa	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	a_P	b_P
	500	456	422	397		
N_{50}	61	181	455	921	36.534 8	-11.765 9
N_{90}	52	135	305	569	32.781 4	-10.401 0
N_{95}	49	125	273	497	31.718 5	-10.014 6
N_{99}	45	107	221	385	29.724 7	-9.290 5
$N_{99.9}$	30	141	190	226		

表 13.8-615 1Cr13 钢缺口试样（$r=0.75$ mm，$K_t=2$）在指定存活率下的疲劳寿命

疲劳寿命/10^3 存活率/% \ 应力/MPa	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	σ_5	a_P	b_P
	378	338	299	265	240		
N_{50}	30	61	137	301	565	21.186 3	-6.483 0
N_{90}	28	54	113	235	421	19.957 5	-6.020 5
N_{95}	27	52	107	219	388	19.606 5	-5.889 3
N_{99}	26	48	96	192	332	18.956 8	-5.643 7
$N_{99.9}$	25	44	86	165	279	18.224 4	-5.367 7

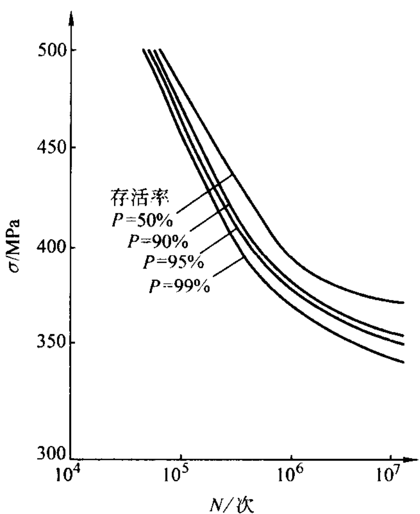


图 13.8-259 1Cr13 钢 $P-\sigma-N$ 曲线（光滑试样）

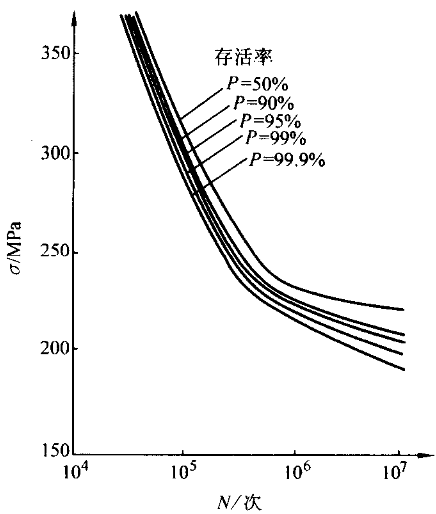


图 13.8-260 1Cr13 钢 $P-\sigma-N$ 曲线（缺口试样 $r=0.75$ mm，$K_t=2$）

表 13.8-616 1Cr13 钢不同温度下的疲劳极限（$N = 1 \times 10^7$）

钢号	热处理制度	试验温度/℃ 疲劳极限/MPa	20
1Cr13	1 030 ~ 1 050℃油淬，680 ~ 700℃回火	σ_{-1} σ_{-1n}	368 183
钢号	300℃	500	550
1Cr13	272℃ 115℃	248 105	191 100

表 13.8-617 1Cr13 钢在各种介质中的疲劳极限（$N = 1 \times 10^7$）

试验条件	试验温度/℃	σ_{-1}/MPa	备注
空气中	20	420	试验钢的化学成分（质量分数）： C 0.12% Cr 12.59% 热处理：淬火 + 高温回火 $\sigma_b = 702.7$ MPa $\sigma_p = 434.1$ MPa $\delta_5 = 26\%$ $\psi = 70\%$ HB = 216
蒸汽气氛中		227	
蒸汽和空气的密闭容器中	75	359	
大气压下的蒸汽中	100	372	
压力为 4.3 MPa 的蒸汽中	150	379	
压力为 11.0 MPa 的蒸汽中	180	372	
压力为 15.7 MPa 的蒸汽中	370	372	
空气和湿蒸汽混合气体中	20	215	

表 13.8-618 1Cr13 钢不同温度下的持久强度

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^2}$	$\sigma_{3\times10^2}$	$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
		MPa				
1 050℃油淬 + 720℃回火	470			294	255	216
	480	392	382	343	294	
	500			265	216	186
	530			226	190	157
	540	235	206	177	137	
	600	167	137	108	69	

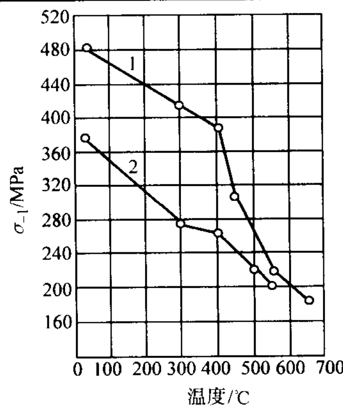


图 13.8-261 1Cr13 钢疲劳极限与温度的关系
1—经过氮化处理的光滑试样；
2—未经氮化处理的光滑试样

表 13.8-619 1Cr13 钢的蠕变极限

热处理制度	蠕变极限/MPa	400℃	450℃	500℃	备 注
1 030 ~ 1 050℃油淬，750℃回火	$\sigma_{1\times10^{-4}}$ $\sigma_{1\times10^{-5}}$	121	103	93 56	试验用钢力学性能 $\sigma_b = 601.0$ MPa $\delta_5 = 22\%$ $\sigma_{0.2} = 407.0$ MPa $\psi = 60\%$

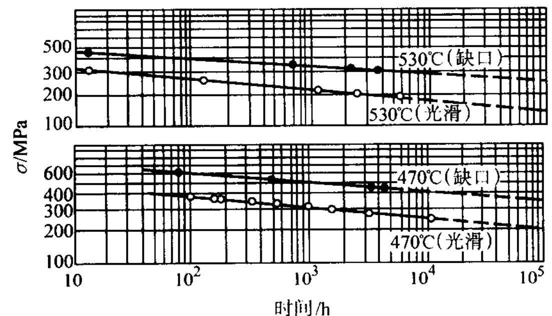


图 13.8-262 1Cr13 钢持久强度

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
	0.14	0.37	0.32	12.86	0.22	0.016	0.018

1 030 ~ 1 050℃油淬，750℃回火

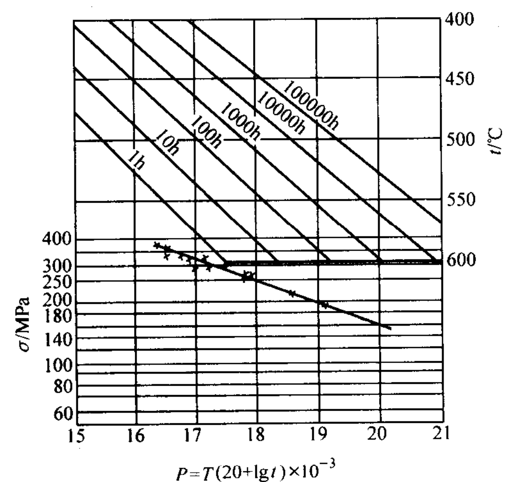


图 13.8-263 1X13 钢的 P（σ）$-\sigma$ 曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

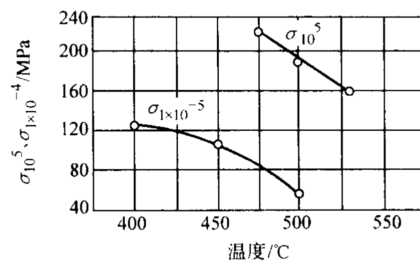


图 13.8-264　1Cr13 钢不同温度下的持久强度 $\sigma_{1\times10^5}$ 和蠕变极限 $\sigma_{1\times10^{-5}}$

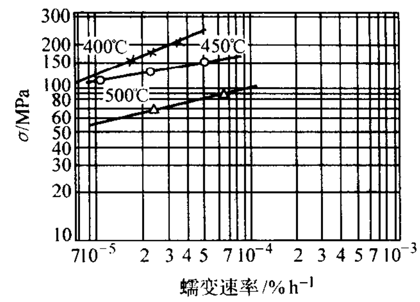


图 13.8-265　1X13 钢的蠕变极限

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	Cr	S	P
	0.13	0.65	0.63	14.0	0.06	0.015

1 030～1 050℃淬火，750℃回火

表 13.8-620　1X13 钢在 400℃下的应力松弛性能

初始应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）下的剩余应力值/MPa							
	100	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000	10 000
294.0	226	189	182	182	179	175	174	157
245.0	198	164	160	156	155	151	150	135
196.0	163	152	145	141	138	136	135	119

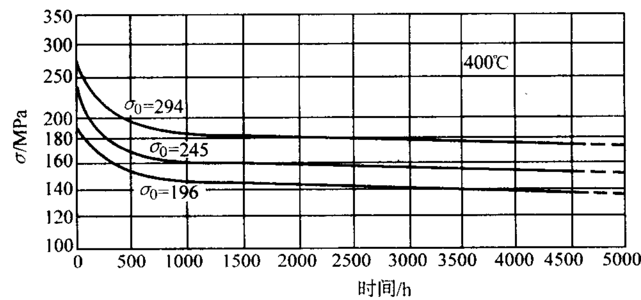


图 13.8-266　1X13 钢在 400℃下的应力松弛曲线

表 13.8-621　1X13 钢在 450℃下的应力松弛性能

初始应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）下的剩余应力值/MPa								
	100	500	1 000	1 500	2 000	3 000	4 000	5 000	10 000
294	170	149	142	135	132	125	121	116	99
245	148	129	122	117	115	110	107	105	93
196	130	112	107	103	100	96	90	86	71
147	96	82	79	76	74	72			

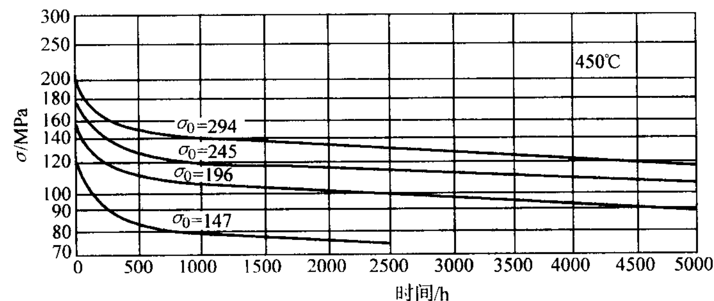


图 13.8-267　1X13 钢在 450℃下的应力松弛曲线

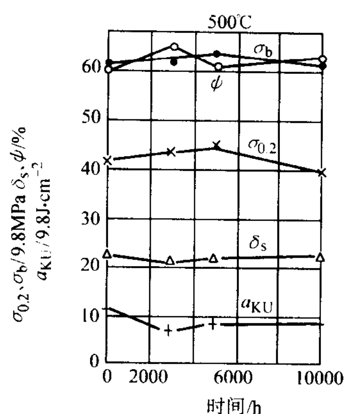


图 13.8-268 500℃下保温不同时间后 20℃下的力学性能

化学成分(质量分数)/% C 0.13 Si 0.65 Mn 0.63 Cr 14.0 S 0.006 P 0.015

热处理 1 030℃淬火，750℃回火

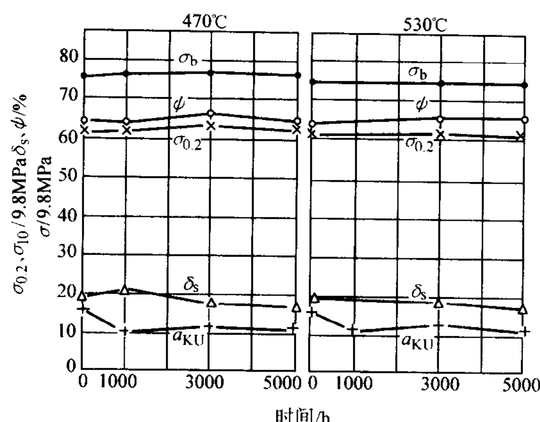


图 13.8-269 470℃、530℃下保温不同时间后 20℃下的力学性能

化学成分(质量分数)/% C 0.14 Si 0.37 Mn 0.32 Cr 12.86 Ni 0.22 S 0.016 P 0.018

热处理 淬火 + 回火

表 13.8-622 1Cr13 钢在不同介质下的耐腐蚀性能

介质	浓度/%		温度/℃	压力（氢压）/kPa	腐蚀率/mm·a^{-1}
氢气与硫化氢（体积百分比）	硫化氢	0.8 0.75 0.05 0.05 0.15	515 520 530 604 752	5 826 3 344 3 344 3 344 1 276	5.5 4.75 7.5 2.5 4.0
醋酸	10～50		20～40		0.15～1.0
醋酸（无空气）	50		24 100		>1.25 >1.25
醋酸（充空气）	50		24 100		>1.25 >1.25
冰醋酸			24 100		<0.5 >1.25
甲酸	50		24 100		0.5～1.25 >1.25
	80		24 100		>1.25 >1.25
硝酸铵	≈65		20 125		0.002 0.16
硝酸	5		20 沸腾		<0.1 1.0～3.0
	20		20 沸腾		<0.1 <1.0
	30		沸腾		1.4
	50		20 沸腾		<0.1 1.2

介质	浓度/%	温度/℃	压力/kPa	腐蚀率/mm·a^{-1}
氢氧化钠	20	50 沸腾		<0.1 <1.0
	30 40 60 熔体	100 100 90 318		<1.0 <1.0 <1.0 >10.0
氢氧化钾	25	沸腾		<0.1
	50	20 沸腾		<0.1 <1.0
	熔体	300		>10.0
氨	熔液与气体	20～100		<0.1
硫酸镁	5～饱和溶液 20	20 沸腾		<0.1 <1.0
氯酸钾	饱和溶液	100		<0.1
重铬酸钾	25	20 沸腾		<0.1 >10.0
醋酸钠	沸腾时的饱和溶液	沸腾		0.001
硝酸	65	20 沸腾		<0.1 >2.0
	90	20 70 沸腾		<0.1 <3.0 <10.0
硫酸	5 50 80	20 20 20		>10.0 >10.0 <10.0

表 13.8-623　1Cr13 钢在不同介质下的耐腐蚀性能

介质条件			腐蚀率/mm·a⁻¹	介质条件			腐蚀率/mm·a⁻¹
介质	浓度/%	温度/℃		介质	浓度/%	温度/℃	
硝酸	1~5	20	<0.1	磷酸	1	20	<3.1
	5	沸腾	0.1~3.0		1	沸腾	1.0~3.0
	20	20~80	<1.0		10	20	3.0~10
	50	20~50	<0.1		40	100	>10
	50	80	0.1~1.0		40	沸腾	>10
	50	沸腾	1.0~3.0	盐酸	0.1	20	1.0~3.0
	60	20~60	<0.1		0.5	沸腾	>10
	60	沸腾	3.0~10		3	20	3.0~10
	65	20	<0.1		5	20	>10
	65	85	0.1~1.0		10	20	>10
	65	沸腾	3.0~10		30	20	>10
	90	20	<0.1	草酸	2.5	20	0.1~1.0
	90	70	1.0~3.0		2.5	60	3.0~10
	90	沸腾	3.0~10		10	20	1.0~0
	99	20	0.1~1.0		10	沸腾	>10
	99	沸腾	3.0~10		50	沸腾	>10
高锰酸钾	5~10	20	<0.1	氢氧化钾	25	沸腾	<0.1
	10	沸腾	0.1~1.0		50	20	<0.1
硫酸	1	20	3.0~10		50	沸腾	0.1~1.0
	3	20	3.0~10		68	20	0.1~1.0
	40	20	>10	氢氧化钠	10~20	沸腾	0.1~1.0
	80	20	0.1~1.0		30	100	0.1~1.0
	98	20	0.1~1.0		40	90	0.1~1.0
	98	100	3.0~10		50	100	1.0~3.0
	98	150	>10		60	90	0.1~1.0
过氧化氢	容量3%	60	<0.1		90	300	>10
	20	20	<0.1	氟化钠	5	20	1.0~3.0
	20	90	>10				

2.11　2Cr13

2Cr13 钢属马氏体不锈钢，具有较高的韧性、冷变形性能，较好的耐腐蚀性能和热强性能，特别是其减振性很好。与1Cr13 钢相比，2Cr13 钢的碳含量较高，故室温强度和硬度较高，而韧性和耐蚀性稍低，在700℃以下空气介质中仍具有稳定的抗氧化性。

2.11.1　用途

2Cr13 钢可用于400~450℃，常用做汽轮机低温段长叶片、阀杆以及发电机模锻风叶等。用于汽轮机末级叶片时，其抗水滴冲蚀性能不足，需进行表面强化或镶焊硬质合金处理。

2.11.2　技术条件

表 13.8-624 和表 13.8-625 列出了 2Cr13 钢及其近似钢号的化学成分和力学性能。

2.11.3　工艺性能

（1）冶炼

该钢采用电炉冶炼或电炉冶炼加电渣重熔。

表 13.8-624　2Cr13 钢及其近似钢号的化学成分（质量分数）　%

标准	元素 钢号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	2Cr13	0.16~0.25	≤1.0	≤1.0	≤0.035	≤0.030	≤0.60	12.0~14.0	
AISI SAE UNS	420 S1420 S42000	≥0.15	≤1.0	≤1.0	≤0.040	≤0.030		12.0~14.0	
ГОСТ	20X13（2X13）	0.16~0.25	≤0.80	≤0.80	≤0.030	≤0.025	≤0.60	12.0~14.0	≤0.20
JIS	SUS420J_1	0.16~0.25	≤1.0	≤1.0	≤0.040	≤0.030	≤0.60	12.0~14.0	
DIN W—Nr	X20Cr13 1.402 1	0.17~0.22	≤1.0	≤1.0	≤0.045	≤0.030		12.0~14.0	

续表 13.8-624

标准	钢号＼元素	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti
BS	420S37 (En56C)	0.20～0.28	≤1.0	≤1.0	≤0.040	≤0.030	≤1.0	12.0～14.0	
AFNOR NF	Z20C13	0.15～0.24	≤1.0	≤1.0	≤0.040	≤0.030		12.0～14.0	
CSN 41 7022	17 022	0.16～0.25	≤0.70	≤0.80	≤0.040	≤0.030		12.0～14.0	
SQB 40.36—88	2Cr13	0.16～0.24	≤0.60	≤0.60	≤0.035	≤0.030		12.0～14.0	

表 13.8-625　2Cr13 钢及近似钢号的力学性能

标准	钢号	钢材类型	热处理制度			σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB
			退火	淬火	回火						
GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992	2Cr13	≤ϕ25 mm 的热轧、锻制棒	800～900℃ 缓冷或 750℃ 快冷	920～980℃ 油冷	600～750℃ 快冷	≥635	≥440	≥20	≥50	A_K ≥63 J	≥192
JIS	SUS 420J$_1$	棒材		920～980℃ 油冷	600～750℃ 快冷	≥640	≥440	≥20	≥50	≥78 (C_V)	>192
DIN W—Nr	X20Cr13		退火	淬火	回火	≤740 650～800	≥550	≥15	≥50	A_K (DVM) ≥35J	≥203 230～275
SQB40.36—88	2Cr13	条钢 条钢（纵向）	退火	淬火	回火	≥647	≥441	≥16	≥55	≥78.5	≤197
		动叶片（纵向）		淬火	回火	≥657	≥490	≥16	≥55	≥68.6	212～262
CSN41 7022	17022、	≤ϕ40 或厚度≤40 mm	热处理			690～840	≥455	≥15			208～253

（2）锻造

该钢锻造加热温度为 1 100℃，始锻温度为 1 150℃，终锻温度≥850℃，缓冷。

（3）热处理

该钢热处理，退火：860～950℃，炉冷；淬火 950～1 000油冷，640～720℃空冷回火。金相组织为回火索氏体。

（4）焊接性能

该钢焊前预热到 300℃左右，焊后冷却到 150℃左右，再经去应力退火。焊条用热 807。

（5）冷加工性能

该钢室温时有良好的塑性，一般不需预热即可进行弯曲、卷边、折叠等冷加工变形，冷态轧制效果也良好，并具有深冲性能。

（6）切削性能

该钢切削性能尚可。

2.11.4　性能

（1）物理性能

2Cr13 钢有关物理性能见表 13.8-626～表 13.8-628。

表 13.8-626　2Cr13 钢的物理性能

项目＼温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	223	219	214	209	199	185		
切变模量 G/GPa	85.8	83.2	79.5	77.9	74.5	69.4		
泊松比 μ	0.297	0.315	0.346	0.342	0.337	0.337		
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		26.8（150℃）	27.2	27.2	27.6	27.6	28.0	
热扩散率 a/10^{-6}m^2·s^{-1}		6.5（150℃）	6.4	5.8	5.5	5.0		
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m		0.679（150℃）	0.720	0.796	0.873	0.951	1.03	
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		536（150℃）	544	599	645	716		
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}		10.8	11.1	11.4	11.7	12.0	12.2	12.4

项目	数值	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
密度/g·cm^{-3}	7.75		817	893	743	671
熔点/℃	1 403					

表 13.8-627　2Cr13 钢的物理性能

项目 \ 温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	备　注
弹性模量 E/GPa	219	214	208	200	189	180	169	SQB40.36 ~ 88 化学成分（质量分数）(%)：C 0.16 ~ 0.24, P ≤ 0.035, Si ≤ 0.60, Mn≤0.60, Cr 12.0 ~ 14.0, S ≤0.030
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	22.2	22.2	23.4	24.7	25.5	26.4		
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	461	461		511	532	548	574	
线胀系数(与 20℃之间) α_l/10^{-6}K^{-1}		10.5	11.0	11.5	12.0	12.0		
电阻率 ρ/10^{-6}Ω·m	0.64	0.69	0.76	0.83	0.91	0.97	1.04	
密度/g·cm^{-3}	7.70		临界点/℃		A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 482 ~ 1 510				820	950		780

表 13.8-628　衰减性能

应力 σ/MPa	对数衰减率/10^{-2}	应力 σ/MPa	对数衰减率/10^{-2}	应力 σ/MPa	对数衰减率/10^{-2}
46	0.435	63	0.582	76	0.745
55	0.487	65	0.608	145	1.238
59	0.575	74	0.641	173	1.508
59	0.539	75	0.764		

（2）C 曲线

图 13.8-270 和图 13.8-271 为 2Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线和连续冷却转变曲线。

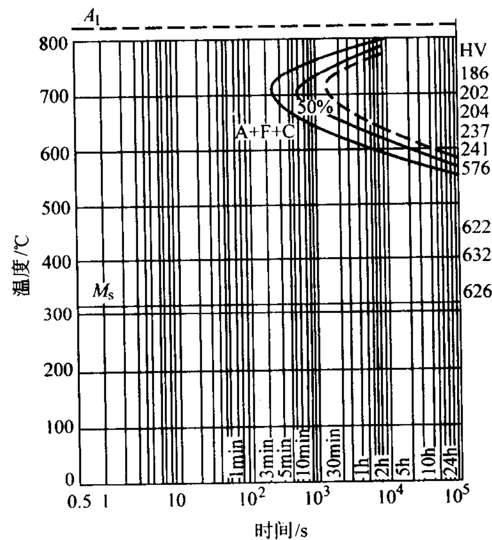


图 13.8-270　2Cr13 钢的奥氏体等温转变曲线

A_1 820℃；M_s 320℃；AT 960℃

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
	0.24	0.37	0.27	13.32	0.32	0.06

（3）力学性能

2Cr13 钢的力学性能见表 13.8-629 ~ 表 13.8-633。

（4）疲劳性能

1）表 13.8-634 为具有指定存活率的旋转弯曲疲劳极限；表 13.8-635 和表 13.8-636 为圆柱形试样和缺口试样具有指定存活率的疲劳寿命 N_P；图 13.8-272 是圆柱形光滑试样的 $P-\sigma-N$ 曲线，图 13.8-273 是缺口试样的 $P-\sigma-N$ 曲线。

2）表 13.8-637 和表 13.8-638、图 13.8-274 为高温旋转弯曲疲劳试验结果。

3）表 13.8-639 和图 13.8-275 为 2Cr13 钢的腐蚀疲劳性能。

4）表 13.8-640 为不同温度下的光滑与缺口试样的旋转弯曲疲劳极限（$N=10^7$）。

5）表 13.8-641 为 2Cr13 钢在不同介质及不同平均应力水平下的轴向腐蚀疲劳极限（$N=10^7$）

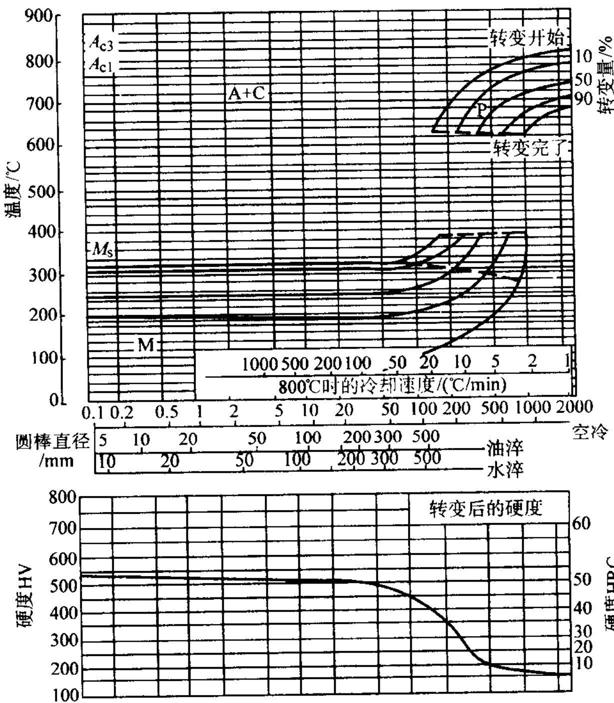


图 13.8-271　2Cr13 钢的连续冷却转变曲线

化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
	0.17	0.38	0.40	0.020	0.010	12.5	0.20

AT	晶粒度	状态
960℃	8	轧后 650℃ × 1 h

6）2Cr13 钢在 3.5%NaCl 盐雾介质中的轴向拉压低周腐蚀疲劳寿命表达式（13.8-1），应变比 $R=-1$，应变速率 $\varepsilon=0.004\ s^{-1}$。材料的化学成分及室温力学性能见表 13.8-642 和表 13.8-643。

$$\varepsilon_a = 0.005\,2\ (2N_f)^{-0.095\,52} + 0.923\,5\ (2N_f)^{-0.805\,2} \quad (13.8\text{-}1)$$

式中，ε_a 为总应变幅，N_f 为失效循环周次。

7）表 13.8-644 为不同处理工艺对 2Cr13 钢旋转弯曲缺口疲劳极限的影响，图 13.8-276 为不同处理工艺下的缺口疲劳强度曲线。

（5）断裂力学性能

1）J_R 阻力曲线的测试结果见表 13.8-645，采用规格为 20 mm × 24 mm × 96 mm 的三点弯曲试样，图 13.8-277 为 J_R 阻力曲线图。

表 13.8-629　2Cr13 钢室温力学性能

钢号	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	E /MPa	HB
2Cr13	1 000℃×30 min 油淬，700℃回火 3 h 空冷	747	563	22	64	121		228
20X13	860℃退火	490	245	22	65	88	205 800～218 800	160～187
	1 000～1 050℃油或空淬，660～770℃回火空油或水冷	645	440	16	50	78		
	1 000～1 020℃油或空淬，720～750℃回火	705	510	21	65	≥64		

表 13.8-630　2Cr13 钢的室温力学性能统计值

统计值	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	统计值	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
	MPa		%			MPa		%	
平均值（$n=675$）	565	737	22	69	最大值	683	834	27	74
95%　上限值	643	800	26	72	最小值	490	652	17	59
95%　下限值	487	673	18	62					

表 13.8-631　2Cr13 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 000℃×30 min 油冷 +700℃×3 h 回火	250	541	672	18	68	—
	350	505	626	17	64	—
	450	473	544	16	67	—
1 050℃油淬，720℃回火	200	691	784	16	64	157
	300	647	764	14	62	154
	400	627	735	14	60	147
	500	529	568	20	76	137
	600	314	343	30	89	155
	700	147	176	34	93	182
950～1 000℃油冷 640～720℃空冷	400		589	13	69	
	450		555	12	78	
	500		490	13	75	

表 13.8-632　2X13 钢的力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	E /GPa
1 000～1 020℃ 油淬，720～750℃回火	20	705.6	509.6	21.0	65.0	63.7～171.5	218
	100						214
	200						208
	300	544	392	18.0	66.0	196.0	200
	400	519	397	16.5	58.5	200.9	189
	450	485	372	17.5	57.0	235.2	
	475	485	412	22.5	71.0		
	500	431	358	32.5	75.0	245.0	180
	530						
	550	343	279	36.5	83.5	218.5	
	600						169

表 13.8-633 2Cr13 钢不同热处理制度下的力学性能

热处理制度	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K/J	HB
860℃退火	≥490	σ_p≥510	22	65	71	≤187
1 050℃空淬，500℃回火	≥1 225	σ_p≥932	7	45	39	
600℃回火	≥834	σ_p≥637	10	55	55	
1 030℃油淬，660℃回火	848	696	19	63.5	102	
770℃回火	804	686	18	66.5	118	
960～1 010℃油淬，650～700℃回火	735～883	>539	>14	>50	>39	210～250
650～750℃回火	637～785	>441	>18	>60		180～225
900℃油淬，500℃回火	1 360	1 305	9.5	36.4	17.3	
600℃回火	869	649	24	52.2	25.9	
700℃回火	721	587	26	58	67.5	
750℃回火	679	482	28	61	73.0	

表 13.8-634 2Cr13 钢具有指定存活率的疲劳极限

试样形状	指定存活率下的疲劳极限（指定寿命 10^7）σ_{-1}/MPa					备 注
	50%	90%	95%	99%	99.9%	
圆柱形	374（$S=13.8\%$）	356	351	342	331	试样经 1 000℃油淬，700℃回火
缺口 $r=0.75$ mm，$K_t=2$	209（$S=10.5$）	195	191	184	176	

表 13.8-635 2Cr13 钢圆柱形试样的疲劳寿命

疲劳寿命 /10^3 \ 应力 /MPa \ 存活率 /%	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	a_p	b_p
	471	441	412	392		
N_{50}	88	179.4	385.6	662.5	34.586 0	−11.090 8
N_{90}	58	111.76	223.95	357.23		
N_{95}	52	97.42	190.74	299.53		
N_{99}	42	75.96	142.00	216.76		
$N_{99.9}$	33	57.09	102.11	150.91		

表 13.8-636 2Cr13 钢缺口试样（$r=0.75$ mm，$K_t=2$）指定存活率下的疲劳寿命

疲劳寿命 /10^3 \ 应力 /MPa \ 存活率 /%	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	a_p	b_p
	309	270	240	222		
N_{50}	112.04	315.71	779.83	1 419.06	24.166 4	−7.677 6
N_{90}	80.37	174.42	343.08	536.78	19.205 7	−5.7433
N_{95}	72.03	150.34	285.78	437.21		
N_{99}	58.86	121.06	227.22	344.69		
$N_{99.9}$	49.16	104.34	201.22	310.81		
备注	$\lg N_p = a_p + b_p \lg\sigma \quad \sigma_1 \geq \sigma \geq \sigma_4$			试样经 1 000℃油淬，700℃回火		

表 13.8-637 2Cr13 钢指定寿命 10^7 次的高温疲劳极限

漏斗形试样	温度/℃	σ_{-1}/MPa	标准差 S/MPa	备注
$r=41$ mm $d=7.52$ mm	室温 250 350	478 442 436	12 15 13	试样经 1 000℃油淬，700℃回火

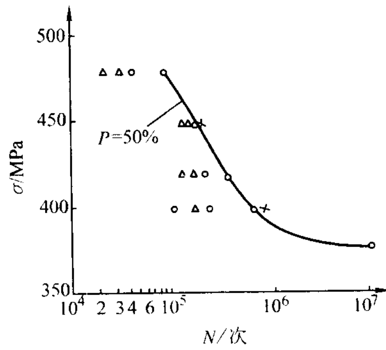


图 13.8-272　2Cr13 钢光滑试样的 $P-\sigma-N$ 曲线

2）由 11 mm×44 mm 的 3 个紧凑拉伸试样获得的疲劳裂纹扩展速率 da/dN 为：

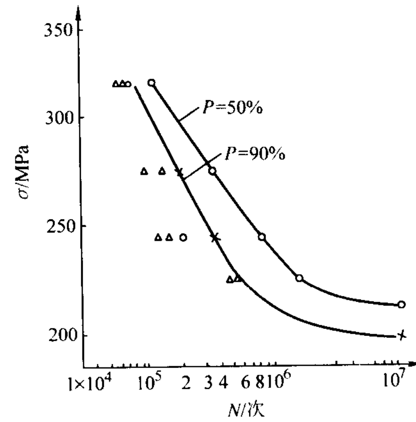


图 13.8-273　2Cr13 钢缺口试样的 $P-\sigma-N$ 曲线

表 13.8-638　2Cr13 钢成组法则高温 $S-N$ 曲线结果

温　度	应力/MPa	平均对数疲劳寿命 $\overline{X}$	标准差 S	中值疲劳寿命 $N_{50}/10^3$	备　注
250℃	530	4.606 9	0.164 6	40.5	试样经 1 000℃油淬，700℃回火
	510	4.745 6	0.132 6	55.7	
	490	4.982 9	0.147 0	96.1	
	471	5.755 4	0.553 8	569.4	
350℃	520	4.428 8	0.136 7	26.8	
	490	4.894 8	0.094 8	78.5	
	471	5.081 4	0.302 9	120.6	
	451	5.801 6	0.761 4	633.4	

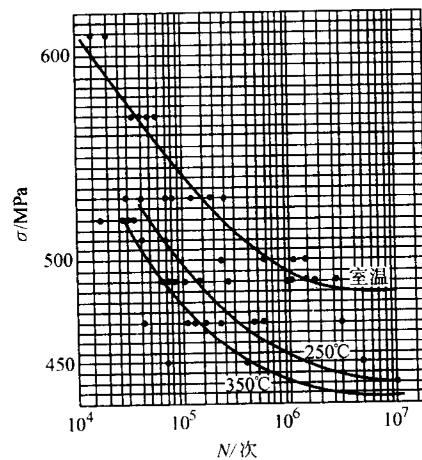


图 13.8-274　2Cr13 钢高温旋转弯曲疲劳 $S-N$ 曲线

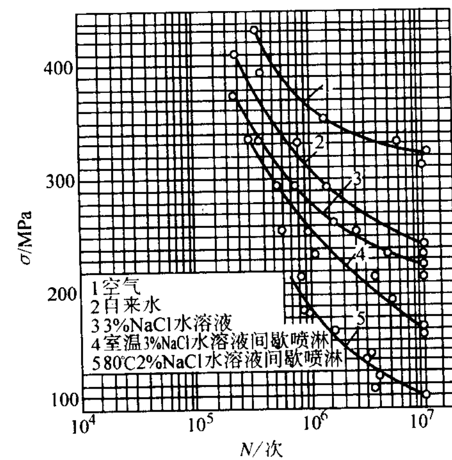


图 13.8-275　2Cr13 钢的腐蚀疲劳曲线

表 13.8-639　2Cr13 钢指定疲劳寿命为 10^7 次的疲劳极限 σ_{-1}（1 000℃油淬，700℃回火）

环境介质	空　气		自来水		3%NaCl 水溶液		3%NaCl 间隙喷淋		80℃3%NaCl 水溶液间隙喷淋	
	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$
试验数据	431	360	412	236	373	230	333	302.4	216	815
	392	390	373	619	333	374	294	432	186	864
	353	1 395	333	801	294	749	255	965	172	994
	333	5 762.5	294	1 440	255	576	235	1 080	168	1 561.5
	324	$>10^4$	255	2 490	235	4 781	216	3 787	147	3 187

续表 13.8-639

环境介质	空气		自来水		3% NaCl 水溶液		3% NaCl 间隙喷淋		80℃3% NaCl 水溶液间隙喷淋	
	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$	应力 /MPa	疲劳寿命 $N/10^3$
试验数据	314	$>10^4$	245	$>10^4$	226	$>10^4$	196	5 034	142	2 952
	314	$>10^4$	235	$>10^4$	216	$>10^4$	172	$>10^4$	127	3 946
			235	$>10^4$			168	$>10^4$	118	3 254
									113	$>10^4$
									108，108	$>10^4$
										$>10^4$
σ_{-1}/MPa	323		245		225		172		113	

注：间隙喷淋：喷淋 1min，停喷 1min。

表 13.8-640 2Cr13 钢不同温度下的弯曲疲劳极限

热处理制度	温度/℃	光滑 σ_{-1} /MPa	缺口 σ_{-1n} /MPa
1 020～1 050℃油淬，+700～720℃回火	20 200 300 400 500	363 343 314 304 235	235 216 196 167 127
淬火+回火后经喷丸强化处理	20 300 400	392 363 314	284 235 226
1 000℃×36 min 油淬，700℃×3 h 空冷	20 200 300 400 500	372 343 323 323 294	
1 100～1 200℃油淬，680℃回火		314	
1 000～1 050℃油淬，680℃回火			
1 000～1 020℃油淬，700～720℃回火	20 200 300 400 500	363 343 314 304 235	

表 13.8-641 2Cr13 钢的轴向腐蚀疲劳极限（$N=10^7$）

材料状态	化学成分 /%	热处理制度	力学性能	试验条件	疲劳极限 /MPa（试验环境）	平均应力 σ_m/MPa 0	172	276	430
电炉冶炼+电渣重溶 ϕ45 mm 热轧棒材改锻成 ϕ22 mm 样品	C 0.23 Si 0.23 Mn 0.24 S 0.01 P 0.019 Cr 12.78	980℃×0.5 h 油淬，650℃×3 h 回火	σ_b：754 MPa $\sigma_{0.2}$：592 MPa δ_5：19.8% ψ：61.5% a_{KV}：96.8 J/cm^2 236HB	漏斗状样品，频率：f=50 Hz，轴向正弦波加载，MTS810 试验机	空气（25℃）	360	320	300	240
					蒸馏水（80℃）	280		250	
					22% NaCl（80℃）	70		54	

表 13.8-642 2Cr13 试验材料的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	S	P
0.16～0.24	≤0.60	≤0.60	12.0～14.0	≤0.030	≤0.035

表 13.8-643 2Cr13 试验材料的力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	E/MPa
调质	718.3	556	21.5	68.5	2.23×10^5

表 13.8-644 不同处理工艺对 2Cr13 钢旋转弯曲缺口疲劳极限的影响（$N=10^7$）

处 理 工 艺	缺口疲劳极限 σ_{-1n}/MPa
锻造→退火→机加工→（980±5）℃淬火，油冷→650℃回火→磨加工及开缺口	225
锻造→退火→机加工→（980±5）℃油淬→500℃回火→磨加工及开缺口	353
喷丸：叶轮抛丸能力 980 r/min，弹丸抛射速度 60～70 m/s（弹丸直径 ϕl）	323
滚压：滚压压力 1 470 N，滚压持续时间 2 min	343
氮化：$\overline{H}_V$=843，氮化层深：0.28～0.30 mm，脆性 1 级	401.8
氮化加滚压：氮化工艺同上，滚压压力 980 N，持续时间 2 min	431.2

注：成分（质量分数）(%)：C0.175，Cr13.8，Mn0.228，Si0.29，S0.026，P0.007。

58

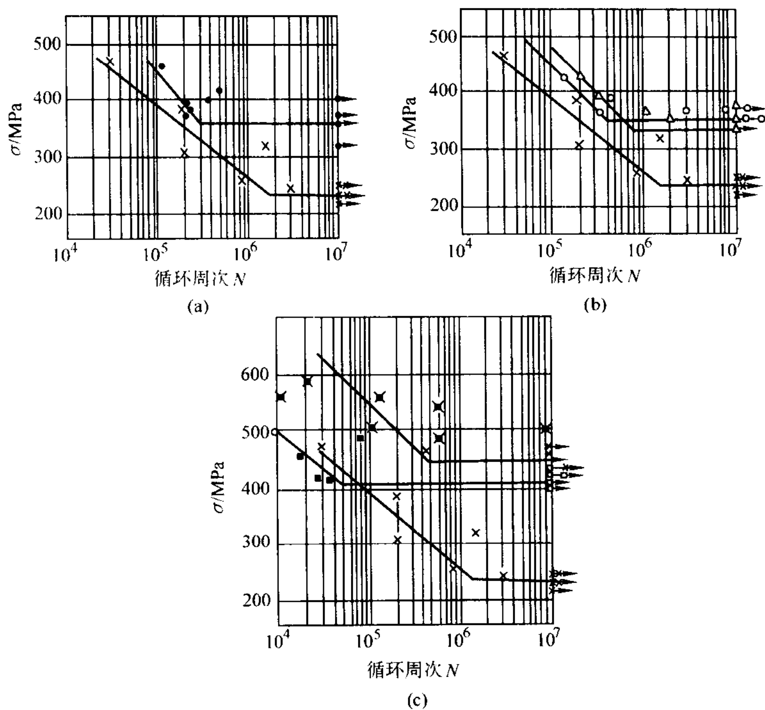


图 13.8-276　2Cr13 钢不同工艺处理后的旋转弯曲缺口疲劳强度

× 原工艺；● 新工艺；△ 喷丸；○ 滚压；□ 氮化；■ 氮化加滚压

表 13.8-645　2Cr13 钢 J_R 阻力曲线

Δa/mm	0.07	0.17	0.17	0.20	0.27	0.30	0.35	0.41
J/N·mm^{-1}	102.02	176.01	180.74	185.22	22.17	230.1	236.28	269.5

注：线性回归方程 $J_R = 122.68 + 348.49\Delta a \pm 6.264$ N/mm；$J_i = 147.49$ N/mm；$J_{0.05} = 164.84$ N/mm；$J_{0.2} = 217.17$ N/mm。

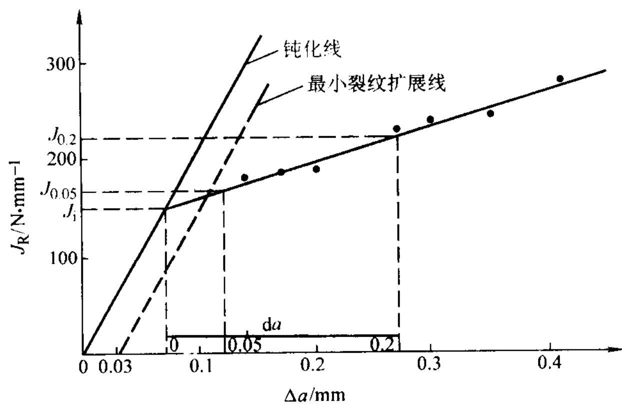


图 13.8-277　2Cr13 钢 J_R 阻力曲线

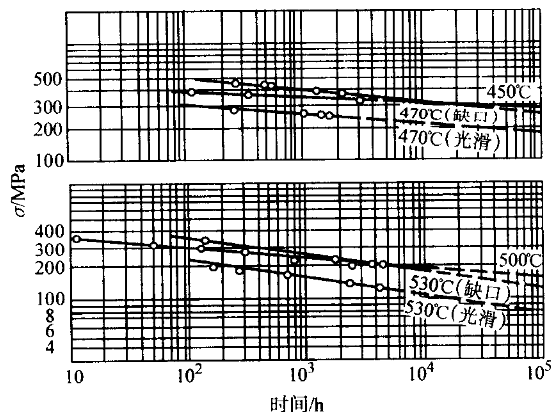


图 13.8-278　2X13 钢的持久强度曲线

上限值 $da/dN = 1.2929 \times 10^{-8}\ (\Delta K)^{2.7903}$

下限值 $da/dN = 1.739 \times 10^{-8}\ (\Delta K)^{2.7903}$

平均值 $da/dN = 1.568 \times 10^{-8}\ (\Delta K)^{2.7903}$

最大剩余标准差　$S_{y,max} = 2.254 \times 10^{-2}$

式中，ΔK 为应力强度因子范围，MPa·m$^{1/2}$。

其疲劳裂纹扩展门槛值的平均值为 $\Delta K_{th} = 6.62$ MPa·m$^{\frac{1}{2}}$

(6) 持久强度

2Cr13 钢不同热处理制度下的持久强度见表 13.8-646 和表 13.8-647。图 13.8-278 为 2X13 钢不同温度下光滑试样和缺口试样的持久强度曲线，图 13.8-279 为 2X13 钢不同温度下的持久强度和蠕变极限，图 13.8-280 为 L－M 参数曲线。

(7) 蠕变极限

表 13.8-648 为 2Cr13 钢不同温度下的蠕变极限。图 13.8-281 为某一温度下对应不同蠕变速率的蠕变极限。

(8) 应力松弛性能

表 13.8-649、图 13.8-282 和表 13.8-650、图 13.8-283 分别为 2X13 钢在 400℃和 450℃下的应力松弛性能和应力松弛曲线。

(9) 组织稳定性

图 13.8-284 为 2X13 钢在某一恒定温度下的保温时间对力学性能的影响。

表 13.8-646 2Cr13 钢不同热处理制度下的持久强度性能

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	时间/h	持久温度/MPa		
				$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
1 000～1 020℃空冷，720～750℃回火	450 470 500 530			323 255 225 157	290 211 191 103	255 186 157 75
950～1 000℃油淬，640～700℃空冷	450 500				294 186	245 147
950～1 000℃油冷，640～720℃空冷，焊后650℃×4 h 回火	470	284 255 245 235	650 2 905 7 461 6 669	275	234	199

表 13.8-647 2Cr13 钢持久强度性能

材料	热处理制度	持久强度/MPa	450℃	470℃	500℃	530℃	备注
2Cr13	1 000～1 020℃空冷，720～750℃回火	σ_{10^3} σ_{10^4} σ_{10^5}	323 284 255	255 206 186	225 186 157	157 98 75	试验用钢力学性能 σ_b：705.6 MPa $\sigma_{0.2}$：509.6 MPa δ_5：21.0% ψ：65.0% a_{KV}：171.5 J/cm²
	950～1 000℃油冷，640～700℃空冷	σ_{10^4} σ_{10^5}	294 245		176～196 147		

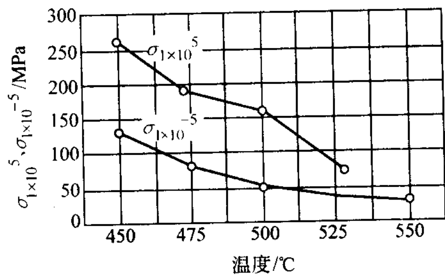


图 13.8-279 2X13 钢在不同温度下的持久强度 $\sigma_{1\times10^5}$ 和蠕变极限 $\sigma_{1\times10^{-5}}$

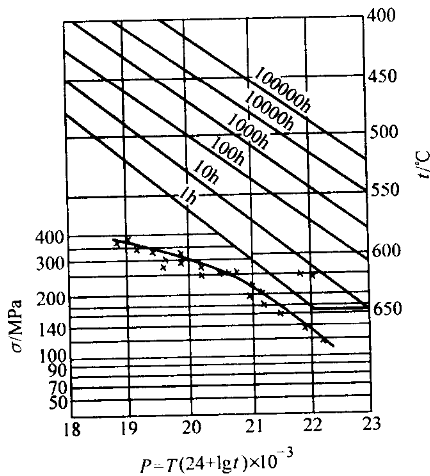


图 13.8-280 2X13 钢的 P（σ）-σ 曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

(10) 化学性能

2Cr13 钢的化学性能如下。

1）2Cr13 因其碳含量比 1Cr13 高，故其耐腐蚀性能略低于 1Cr13 钢。该钢热处理后经抛光，在弱腐蚀介质（例如盐水溶液、硝酸及某些浓度不高的有机酸食品介质）中，且温度不高（大约 30℃以下）的条件下，具有良好的耐蚀性。在淡水、海水、蒸汽、湿大气等条件下，耐腐蚀性能较好；但在硫酸、盐酸、热硝酸、熔融碱等溶液中耐腐蚀性较差。表 13.8-651 和表 13.8-652 为 2Cr13 钢在不同介质下的耐腐蚀性能。

2）该钢在 600～650℃不起皮，强烈氧化开始温度为 750℃。

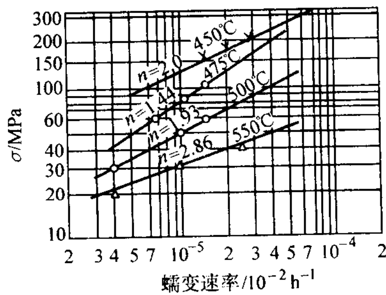


图 13.8-281 2X13 钢的蠕变极限

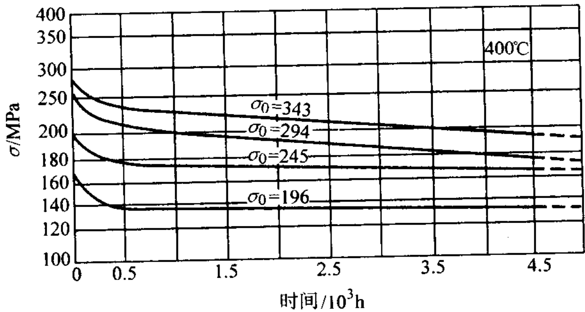


图 13.8-282 2X13 钢在 400℃下的应力松弛曲线

表 13.8-648 2Cr13 钢的蠕变极限

热处理制度	蠕变极限/MPa	450℃	475℃	500℃	550℃	备注
1 000 ~ 1 020℃正火，720 ~ 750℃回火	$\sigma_{1\times10^{-4}}$			157	69	试验用钢力学性能 σ_b：705.6 MPa $\sigma_{0.2}$：509.6 MPa δ_5：21.0% ψ：65.0% a_{KV}：171.5 J/cm^2
	$\sigma_{0.5\times10^{-4}}$	265		108	49	
	$\sigma_{0.2\times10^{-4}}$	176	118	69	39	
	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	127	78	49	29	
	$\sigma_{0.5\times10^{-5}}$	88	49	39	20	
950 ~ 1 000℃油冷，640 ~ 700℃空冷	$\sigma_{0.1\times10^{-4}}$	118		49	39	
	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	127	78	49	29	
	$\sigma_{0.5\times10^{-5}}$	88	49	29	20	

表 13.8-649 2X13 钢在 400℃下的应力松弛性能

初始应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）下的剩余应力值/MPa						
	100	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000
343	245	233	225	223	199	194	191
294	222	205	203	195	178	175	167
245	177	173	172	168	163	162	160
196	142	140	134	132	131	127	127

表 13.8-650 2X13 钢在 450℃下的应力松弛性能

初始应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）下的剩余应力值/MPa								
	100	500	1 000	1 500	2 000	2 500	3 000	4 000	5 000
343	170	156	146	137	129	126	123	116	111
294	155	137	127	123	114	110	106	101	94
196	120	114	107	105	98	93	88	83	78

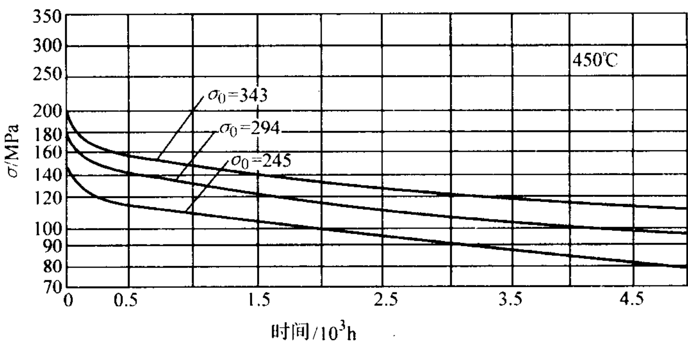


图 13.8-283 2X13 钢在 450℃下的应力松弛曲线

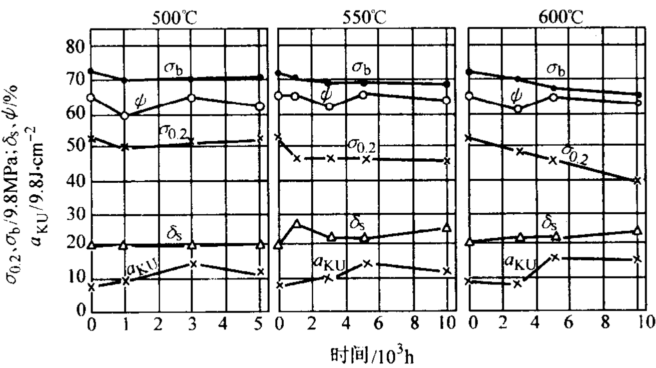


图 13.8-284 2X13 钢在 500 ~ 600℃下保温不同时间后 20℃下的力学性能

1 000 ~ 1 020℃淬火，720 ~ 750℃回火

表 13.8-651 2Cr13 钢在不同介质下的耐腐蚀性能

介质条件			腐蚀率/mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃	
硝酸	5	20	<0.1
	5	沸腾	3.0~10.0
	20	20	<0.1
	20	沸腾	1.0~3.0
	50	20	<0.1
	50	沸腾	<3.0
	65	20	<0.1
	65	沸腾	3.0~10.0
	90	20	<0.1
	90	沸腾	<10.0
硼酸	50~饱和溶液	100	<0.1
醋酸	1	90	<0.1
	5	20	<0.1
	5	沸腾	>10.0
	10	20	<0.1
	10	沸腾	>10.0
氢氧化钠	30	100	<1.0
	50	100	1.0~3.0
	熔融	318	>10.0
硝酸钾	20~50	20	<0.1
	25~50	沸腾	<10.0
二氧化碳、碳酸	干或湿	<100	<0.1
酒石酸	10~50	20	<0.1
	10~50	沸腾	<0.1
柠檬酸	1	20	<0.1
	20	沸腾	<10.0
蚁酸	10~50	20	<0.1
	10~50	沸腾	>10.0
氨	溶液与气体	20~100	<0.1
硝酸铵	约 65	20	0.001
	约 65	120	1.4
氯化氨	饱和溶液	沸腾	<10.0
氢氧化钠	20	50	<0.1
	20	沸腾	<1.0
硫酸钾	10	20	0.07
	10	沸腾	1.2
重铬酸钾	25	20	<0.1
	25	沸腾	>10.1
氯酸钾	饱和溶液	100	<0.1

表 13.8-652 2Cr13 钢不同介质条件下的耐蚀性能数据

介质条件			腐蚀率/mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃	
硝酸	1~5	20	<0.1
	5	沸腾	1.0~10
	1~5	20	0.1~1.0
	20	20~80	<1.0
	50	20~50	<0.1
	50	80	0.1~1.0
	50	沸腾	1.0~3.0
	60	20~60	<0.1
	60	沸腾	3.0~10
	65	20	<0.1
	65	85	0.1~1.0
	65	沸腾	3.0~10
	90	20	<0.1
	90	70	1.0~3.0
	90	沸腾	3.0~10
	99	20	0.1~1.0
	99	沸腾	3.0~10
高锰酸钾	5~10	20	<0.1
	10	沸腾	0.1~1.0
硫酸	1	20	3.0~10
	3	20	3.0~10
	40	20	>10
	80	20	1.0~3.0
	98	20	0.1~1.0
	98	100	3.0~10
	98	150	>10
过氧化氢	容量 390	60	<0.1
	20	90	>10
磷酸	1	20	<0.1
	1	沸腾	1.0~3.0
	10	20	3.0~10
	40	100	>10
	40	沸腾	>10
盐酸	0.5	20	1.0~3.0
	0.5	沸腾	>10
	3	20	3.0~10
	5	20	>10
	10	20	>10
	30	20	>10
草酸	2.5	20	0.1~1.0
	2.5	60	3.0~10
	10	20	1.0~3.0
	10	沸腾	>16
	50	沸腾	>10
氢氧化钾	25	沸腾	<0.1
	50	20	<0.1
	50	沸腾	0.1~1.0
	68	20	0.1~1.0
氢氧化钠	10~20	沸腾	0.1~1.0
	30	100	0.1~1.0
	40	90	0.1~1.0
	50	100	1.0~3.0
	60	90	0.1~1.0
	90	3.0	>10

2.12 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr（GH2302）

0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金是以铁－镍－铬为基体沉淀硬化型高温合金，其基本性能已达到或超过国外镍基耐热合金 ЭИ617 水平，用作 ЭИ617 代用材料，可节约镍达 45%～50%。合金在 800℃以下具有良好的高温强度。700～750℃时持久强度较高，缺口敏感性低，减振性较 ЭИ617 高。铸造工艺性能良好，合金在长期时效后冲击韧性下降，采用恢复热处理可使韧性重新提高。

2.12.1 用途

该合金用于 750℃以下长期工作的燃气轮机叶片及其他高温零件。

2.12.2 技术条件

该合金化学成分和力学性能见表 13.8-653 和表 13.8-654。

表 13.8-653 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo
GB/T 14992—1994	≤0.08	≤0.60	≤0.60	12.0～16.0	38.0～42.0	3.50～4.50	1.50～2.50

技术条件	Al	Ti	Fe	Ce	B	Zr	S	P
GB/T 14992—1994	1.80～2.30	2.3～2.80	余量	≤0.02	≤0.010	≤0.05	≤0.010	≤0.020

2.12.3 工艺

1）冶炼 该合金采用双真空冶炼（真空感应炉加真空自耗炉），真空度 0.133 322 Pa（10^{-3} mmHg 柱），漏气率不高于 20 L·μm/s。

2）锻造 该合金锻造，加热温度为 1 100～1 120℃，始锻温度为 1 020～1 040℃，终锻温度≥950℃。

3）轧制 该合金轧制，加热温度为（1 150±10）℃，终轧温度≥1 020℃。

4）热处理 该合金采用两次固溶＋时效的热处理制度：（1 180±10）℃保温 2 h，空冷，（1 050±10）℃保温 4 h，空冷，（800±10）℃保温 16 h，空冷。未经热处理的晶粒度为 6～7 级，经热处理后的晶粒度为 1～4 级。

2.12.4 性能

1）物理性能 该合金物理性能见表 13.8-655。材料的减振性曲线如图 13.8-285 所示。

2）力学性能 该合金力学性能见表 13.8-656。

3）疲劳性能 该合金疲劳性能见表 13.8-657。合金的疲劳性能不够稳定，经氩气保护热处理后疲劳性能大为改善，而力学性能和持久强度均不低于原来的水平。

4）持久强度和蠕变极限 该合金的持久强度和蠕变极限见表 13.8-658 和图 13.8-286、图 13.8-287。

5）组织稳定性 该合金组织稳定性见表 13.8-659。

6）抗氧化性能 该合金抗氧化性能见表 13.8-660。

表 13.8-654 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的力学性能

技术条件	热处理制度	持久强度			力学性能				HB
		温度/℃	σ/MPa	时间/h	温度/℃	σ_b/MPa	δ	ψ	
							%		
		≥							
工厂标准	（1 180±10）℃保温 2 h，空冷 （1 050±10）℃保温 4 h，空冷 （800±10）℃保温 16 h，空冷	850 （800）	196 （245）	50 （100）	800	667	4.5	8.0	压痕直径 3.30～3.70 mm

表 13.8-655 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.09									
熔点/℃	1 365～1 375									
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20～700℃	20～800℃	20～900℃	20～1 000℃
	12.7	13.5	14.6	15.1	5.5	15.7	16.2	16.5	18.3	19.2

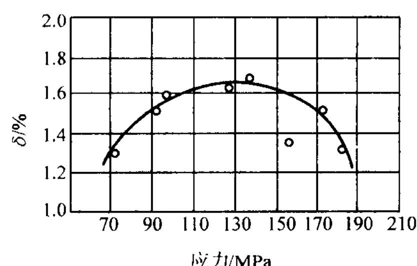


图 13.8-285 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 材料的减振性曲线

表 13.8-656 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的力学性能

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB /mm
		MPa		%			
轧制后经 1 180℃×2 h，空冷 1 050℃×4 h，空冷 800℃×16 h，空冷	20	775	1 240	19.4	20.8	48	3.4
	600		1 102	18.4	23.1		
	700		1 011	24.0	32.8	58	
	800		766	20.4	30.8	47	
	850		639	15.2	26.3		
	900		452	15.6	26.3	105	

表 13.8-657　0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的疲劳极限

热处理制度	循环次数 N	σ_{-1}/MPa	
		700℃	800℃
两次固溶加时效热处理	$2.5\times10^5\sim1.5\times10^7$		360
经氩气保护热处理	$>1.1\times10^7$	370	

表 13.8-658　0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金持久强度和蠕变极限

试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{2\times10^4}$
	MPa	
700	210	325
750	105	200

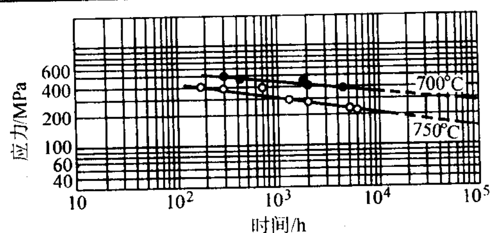


图 13.8-286　0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的持久强度

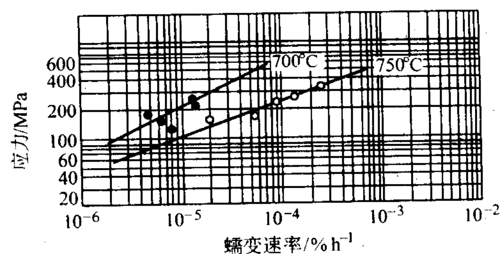


图 13.8-287　0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的蠕变极限

2.13　GH2132（A286）

GH2132 是 Fe-25Ni-15Cr 基热强钢，加入钼、钛、铝、钒及微量硼综合强化。在 650℃以下具有高的屈服强度和持久、蠕变强度，并且具有较好的加工塑性和满意的焊接性能。适合制造在 650℃以下长期工作的航空发动机高温承力部件，例如涡轮盘、压气机盘、转子叶片和紧固件等。该合金可以生产各种形状的变形产品，例如盘件、锻件、板、棒、丝和环形件等。

表 13.8-659　0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的组织稳定性

时效时间/h	经 700℃长期时效											经 750℃长期时效						
	20℃						700℃					750℃					20℃	700℃
	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}	HB	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_{KV}	
	MPa		%		/J·cm^{-2}		MPa		%		/J·cm^{-2}	MPa		%			/J·cm^{-2}	
1 000	892	1 322	15.7	14.7	25	373	850	1 035	15.0	28.7	44	612	845	21.0	38.7	360	18	29
3 000	888	1 298	12.5	12.2	18.5	363	880	1 052	15.5	30.0	38	480	810	19.5	47.7	378	10	20
5 000	880	1 233	7.3	6.3	10 ~ 13		795	965	18.5	40.7		430	730	24.5	50.7		55	16
7 000					9.5	383	852	1 062	17.5	30.2		437	785	24.2	51.2	363	6	15
10 000	918	1 198	5.3	4.0	7		750	980	19.0	34.5	28	397	705	23.8	54.8		8	16

表 13.8-660　0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr 合金的抗氧化性能

温度/℃	600	700	800	900	1 000	1 100
空气中氧化速度 /g·m^{-2}·h^{-1}	0.007 2 ~ 0.008 0	0.014 3 ~ 0.029 7	0.054 1 ~ 0.062 6	0.116 9 ~ 0.140 3	0.442 6	1.206 6

优质 GH2132 合金，是在 GH2132 合金基础上发展而来的，主要是提高合金洁净度，限制气体含量，控制低熔点元素含量，并调整热处理制度，从而使合金的热强性和长期使用性能提高。其相近牌号有 A286，UNSS66286（美国），ZbNCT25（法国），P.Q.A286（美国）。

1）材料的技术标准

GJB 2611—1996《航空用高温合金冷拉棒材规范》；

GJB 2612—1996《焊接用高温合金冷拉丝材规范》；

GJB 3020—1997《航空用高温合金环坯规范》；

GJB 3165—1998《航空承力件用高温合金热轧和锻制棒材规范》；

GJB 3167—1998《冷镦用高温合金冷拉丝材规范》；

GJB 3317—1998《航空用高温合金热轧板规范》；

GJB 3782—1999《航空用高温合金锻制圆饼规范》；

GB/T 14996—1994《高温合金冷轧薄板》；

Q/3B4071—1993《YZGH2132 合金热轧棒材》；

Q/6S1032—1992《高温紧固件用 YZGH2132 合金棒材》。

2）化学成分　GH2132 合金化学成分见表 13.8-661（GB/T 14992—94），优质 GH2132 合金化学成分见表 13.8-662。

表 13.8-661　GH2132 合金化学成分（质量分数）%

C	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe
≤0.08	13.5 ~ 16.0	24.0 ~ 27.0	1.00 ~ 150	1.75 ~ 2.30	余量

V	B	Mn	Al	Si	P	S
			≤			
0.10 ~ 0.50	0.001 ~ 0.010	≤2.00	0.40	1.00	0.030	0.020

3）热处理制度　材料标准规定的 GH2132 热处理制度见表 13.8-663，优质 GH2132 热处理制度为（900 ± 10）℃，1 ~ 2 h，油冷 +（750 ± 10）℃，16 h，空冷。

4）品种规格与供应状态　GH2132 合金可以供应各种规格的棒材、板材、丝材、盘件和环件。棒材、圆饼和环坯不经热处理交货；热轧板和冷轧板固溶和酸洗后交货；冷拉棒材于固溶 + 酸洗状态交货；冷镦丝可于固溶 + 酸洗盘、或固溶 + 酸洗直条、或固溶直条磨光和冷拉等几种状态交货；冷拉焊丝于冷拉状态，或固溶 + 酸洗、或半硬状态交货。

表 13.8-662 优质 GH2132 合金化学成分

%

C	Cr	Ni	Mo	Ti	Fe	V	B	Mn	Al	Si	P	S
								≤				
≤0.08	13.50~16.00	24.00~27.00	1.00~1.50	1.90~2.35	余	0.10~0.50	0.003~0.010	0.35	0.35	0.35	0.015	0.002

Ca	Mg	Cu	Sn	Pb	Se	Ag	Te	Tl	Bi	N	O
≤											
0.005	0.005	0.30	0.005 0	0.000 5	0.000 3	0.000 5	0.0000 5	0.000 1	0.000 03	0.010 0	0.005 0

表 13.8-663 GH2132 合金热处理制度

材料品种	热处理制度
棒材、圆饼	(980~1 000℃) × (1~2 h), 油冷 + (700~720℃) × (12~16 h), 空冷
热轧板、冷轧板	980~1 000℃, 空冷 + (700~720℃) × (12~16 h), 空冷
冷拉棒	(980~1 000℃) × (1~2 h), 油冷 + (700~720℃) ×16 h, 空冷
环件毛坯	980~990℃×1~2 h, 油冷 + (700~720℃) ×16 h, 空冷
冷镦用冷拉丝	980~1 000℃, 水冷或油冷 + (700~720℃) ×16 h, 空冷

5) 熔炼与铸造工艺　GH2132 合金可采用非真空感应炉 + 电渣，电弧炉 + 电渣和电弧炉 + 真空自耗炉以及真空感应炉 + 真空自耗炉等工艺熔炼。优质 GH2132 合金可采用真空感应炉 + 真空自耗炉工艺熔炼。

6) 应用概况与特殊要求　在航空上主要用于在 650℃以下工作的发动机压气机盘、涡轮盘、承力环、机匣、轴类、紧固件和板材焊接承力件等。在国内该合金已在航空上获得较为广泛的应用。优质 GH2132 合金用做航空发动机压气机叶片及高温紧固件等。

2.13.1 物理及化学性能

1) 热性能　该合金熔化温度范围为 1 364~1 424。热导率见表 13.8-664。线胀系数见表 13.8-665 和表 13.8-666。

表 13.8-664 GH2132 合金热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.2	15.9	17.2	18.8	20.5	22.2	23.9	25.5	27.6

表 13.8-665 CH2132 合金线胀系数

θ/℃	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600	20~700	20~800	20~900
α_l/10^{-6}K^{-1}	15.37	16.09	16.31	16.84	17.58	18.06	18.74	19.62	20.45

表 13.8-666 优质 GH2132 线胀系数

θ/℃	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600	20~700	20~800	20~850
α_l/10^{-6}K^{-1}	15.7	16.0	16.5	16.8	17.3	17.5	17.9	19.1	19.7

2) 密度　GH2132: ρ = 7.93 g/cm^3; 优质 GH2132: ρ = 7.99 g/cm^3。

3) 电性能　该合金电阻率见表 13.8-667。

4) 抗氧化性能　合金在空气介质中试验 100~300 h 后的氧化速率见表 13.8-668。

表 13.8-667 GH2132 合金电阻率

θ/℃	20	100	200	300	400
ρ/10^{-6} Ω·m	0.914	0.985	1.018	1.074	1.119
θ/℃	500	600	700	800	900
ρ/10^{-6} Ω·m	1.135	1.165	1.192	1.213	1.225

表 13.8-668 GH2132 合金氧化速率

θ/℃	氧化速率/g·m^{-2}·h^{-1}			θ/℃	氧化速率/g·m^{-2}·h^{-1}		
	100 h	200 h	300 h		100 h	200 h	300 h
650	0.004 17	0.002 76	0.002 34	850	0.116 30	0.123 86	0.096 72
750	0.032 50	0.072 16	0.083 22	—	—	—	—

2.13.2 力学性能

(1) 技术标准规定的性能

1) 技术标准规定的性能　GH2132 合金见表 13.8-669; 优质 GH2132 合金见表 13.8-670。

2) GH2132 冷拉棒和环坯的室温力学性能的产生检验数据经统计处理后的各基值见表 13.8-671。

3) GH2132 合金 ϕ9~35 mm 热轧棒室温力学性能的生产检验数据经统计处理后的各基值见表 13.8-672。

4) GH2132 合金 ϕ420~452 mm 盘形锻件（弦向取样）室温力学性能的生产检验数据经统计处理后的各基值以及高温力学性能的设计许用值见表 13.8-673。

(2) 室温及各种温度下的力学性能

1) 硬度　见表 13.8-669~表 13.8-671。

2) 力学性能

① 电弧炉 + 真空电弧重熔 GH2132 合金于标准热处理状态的力学性能见表 13.8-674。

② 电弧炉 + 电渣和感应炉 + 电渣重熔 GH2132 合金，于标准热处理状态的力学性能见表 13.8-675。

③ 优质 GH2132 合金标准热处理状态下 ϕ25 mm 棒材的性能见表 13.8-676。

④ GH2132 ϕ732 mm 模锻件弦向试样的真实拉伸应力-应变曲线如图 13.8-288 所示，曲线的回归方程和回归系数见表 13.8-677。

⑤ GH2132 ϕ420~452 mm 盘形锻件在不同温度下的典型拉伸应力-应变曲线如图 13.8-289 所示，不同温度的典型拉伸全应力-应变曲线如图 13.8-290~图 13.8-296 所示。

⑥ 电弧炉 + 真空电弧重熔的 GH2132　90 mm 方锻材，经标准热处理和长期时效后的力学性能见表 13.8-678。

⑦ GH2132 ϕ420~452 mm 盘形锻件不同温度的缺口抗拉强度的设计许用值见表 13.8-679。

3) 压缩性能　GH2132 ϕ420~452 mm 盘形锻件不同温度压缩屈服强度的设计许用值见表 13.8-680，平均压缩应力-应变曲线如图 13.8-297 所示。

表 13.8-669 GH2132 合金技术标准规定的性能

品种	室温性能						θ/℃	拉伸性能			持久性能		
	σ_b/MPa	$\sigma_{r0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}	HBS		σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ/MPa	t/h	δ_5/%
	≥							≥					
轧棒 锻棒	930	—	20	40	—	255 ~ 321	550	785	16	28	588	100	—
							650	735	15	20	392	100	—
冷拉棒	900	590	15	20	—	248 ~ 341	650	—	—	—	451 (392)	23 (100)	5 (3)
热轧板	885	—	20	—	—	—	650	735	15	—	—	—	—
							550	785	16	—	—	—	—
冷轧板	885	—	20	—	—	—	650	735	15	—	392	100	实测
							550	785	16	—	588	100	实测
圆饼	930	620	20	40	290	255 ~ 321	650	735	15	20	392	100	—
环坯	930	620	20	30	290	255 ~ 321	650	735	15	—	392	100	—
冷镦 用丝	900 (930)	590 —	15 (18)	20 (40)	— —	248 ~ 341 (260 ~ 360HV)	650	—	—		451 (392)	23 (100)	5 —

表 13.8-670 优质 GH2132 合金技术标准规定的性能

品种	室温性能					持久性能			
	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HBS	θ/℃	σ/MPa	t/h	$t_{缺}$/h
	≥								
热轧棒 冷拉棒	1 035	690	28	30	277 ~ 352	650	448	≥25	

4）冲击性能 标准热处理状态的 GH2132 冲击性能见表 13.8-681 和表 13.8-682。GH2132 合金经标准热处理和长期时效后的冲击韧度如图 13.8-298 所示。

5）扭转与剪切性能 GH2132 ϕ420 ~ 452 mm 盘形锻件不同温度的扭转性能见表 13.8-683。

（3）持久和蠕变性能

1）高温持久性能

① 电弧加真空电弧重熔 GH2132 合金，标准热处理状态的持久强度值的均值见表 13.8-684，均值 ± 2S 的下限值见表 13.8-685。

表 13.8-671 GH2132 冷拉棒和环坯的室温力学性能的产生检验数据经统计处理后的各基值

品种	统计试样数量	$\sigma_{p0.2}$/MPa				σ_b/MPa				δ_5/%		ψ/%		HBS	
		A	B	S	$\overline{X}$	A	B	S	$\overline{X}$	S	$\overline{X}$	S	$\overline{X}$	S	$\overline{X}$
冷拉棒	702	625	665	590	716	975	1 015	900	1 058	15	26.6	20	51.1	248 ~ 341	280
环坯	100	650	690	620	739	1 000	1 035	930	1 077	20	25.4	30	48.6	255 ~ 321	306

表 13.8-672 GH2132 合金 ϕ9 ~ 35 mm 热轧棒室温拉伸性能的生产检验数据经统计处理后的各基值

品种	统计试样数量	σ_b/MPa					δ_5/%		ψ/%	
		S	-3σ	A	B	$\overline{X}$	S	$\overline{X}$	S	$\overline{X}$
热轧棒	284	930	955	980	1 020	1 071	20	27	40	52

② 电弧炉加电渣重熔 GH2132 合金 90 mm 方锻材标准热处理状态的持久应力 - 寿命曲线如图 13.8-299 所示；电弧炉加真空自耗重熔合金 90 mm 方锻材的持久应力 - 寿命曲线如图 13.8-300 所示，ϕ732 mm 盘件的持久应力 - 寿命曲线如图 13.8-301 所示。

③ GH2132 合金标准热处理状态的热强参数综合曲线如图 13.8-302 所示。

④ GH2132 ϕ420 ~ 452 mm 盘形锻件标准热处理状态的持久强度见表 13.8-686，持久应力 - 寿命曲线如图 13.8-303 所示，热强参数综合曲线如图 13.8-304 所示。

⑤ GH2132 合金经标准热处理和长期时效后的持久性能见表 13.8-687。

2）高温蠕变性能

① GH2132 合金 ϕ420 ~ 452 mm 盘形锻件标准热处理状态的蠕变强度见表 13.8-688，不同温度和不同塑性应变的蠕变应力 - 寿命曲线如图 13.8-305 ~ 图 13.8-307。

② 不同工艺熔炼的 GH2132 合金于标准热处理状态的蠕变性能见表 13.8-689。

③ GH2132 合金的蠕变曲线如图 13.8-308 所示。

④ GH2132 合金在 650℃时的稳态蠕变速率与蠕变应力的关系如图 13.8-309 和图 13.8-310 所示。

3）周期持久性能 GH2132 合金在周期应力作用下的蠕变 - 疲劳复合损伤如图 13.8-311 所示，在周期持久条件下，所表现的蠕变 - 疲劳交互作用复合损伤如图 13.8-312 所示。

4）动态蠕变性能 GH2132 合金在 650℃下固定平均应力的动态蠕变曲线如图 13.8-313 所示。GH2132 合金在动态蠕变条件下的交变应力幅值对稳态蠕变速率的影响如图 13.8-314 所示。

（4）疲劳性能

表 13.8-673 GH2132 合金力学性能

品种	θ/℃	拉伸性能		基值					子样大小
				S	-3σ	A	B	X	n
ϕ420 ~ 452 mm 盘形锻件	室温	σ_b	MPa	930	900	930	970	1 022	192
		$\sigma_{p0.2}$		620	545	580	625	684	173
		$\sigma_{p0.1}$		—	515	545	590	658	—
		δ_5	%	20	—	—	—	27	248
		ψ		40	—	—	—	43	244
	400	σ_b	MPa	—	790	815	855	903	—
		$\sigma_{p0.2}$		—	470	500	540	616	—
		$\sigma_{p0.1}$		—	450	480	515	586	—
		δ_5	%	—	—	—	—	20	—
		ψ		—	—	—	—	38	—
	500	σ_b	MPa	—	775	805	835	880	—
		$\sigma_{p0.2}$		—	470	500	540	610	—
		$\sigma_{p0.1}$		—	445	470	510	580	—
		δ_5	%	—	—	—	—	19	—
		ψ		—	—	—	—	39	—
	550	σ_b	MPa	—	775	780	810	862	—
		$\sigma_{p0.2}$		—	470	500	540	609	—
		$\sigma_{p0.1}$		—	445	470	510	580	—

品种	θ/℃	拉伸性能		基值					子样大小
				S	-3σ	A	B	$\overline{X}$	n
ϕ420 ~ 452 mm 盘形锻件	550	δ_5	%	—	—	—	—	17	—
		ψ		—	—	—	—	38	—
	600	σ_b	MPa	—	735	755	790	836	—
		$\sigma_{p0.2}$		—	470	500	540	619	—
		$\sigma_{p0.1}$		—	445	470	510	588	—
		δ_5	%	—	—	—	—	18	—
		ψ		—	—	—	—	33	—
	650	σ_b	MPa	735	680	705	735	780	—
		$\sigma_{p0.2}$		—	470	500	540	608	—
		$\sigma_{p0.1}$		—	445	470	510	584	—
		δ_5	%	15	—	—	—	19	—
		ψ		20	—	—	—	27	—
	700	σ_b	MPa	—	590	610	635	675	—
		$\sigma_{p0.2}$		—	415	440	475	538	—
		$\sigma_{p0.1}$		—	400	425	460	525	—
		δ_5	%	—	—	—	—	16	—
		ψ		—	—	—	—	20	—

表 13.8-674 电弧炉 + 真空电弧重熔 GH2132 合金于标准热处理状态的力学性能

θ/℃	σ_b/MPa			$\sigma_{p0.2}$/MPa			δ_5/%			ψ/%		
	90 mm 方	盘件	环件	90 mm 方	盘件	环件	90 mm 方	盘件	环件	90 mm 方	盘件	环件
20	1 033	969	1 035	714	690	768	24.7	28.2	23.6	46.4	42.9	34.5
400	869	—	—	—	—	—	20.1	—	—	43.9	—	—
450	—	881	—	—	603	—	—	19.4	—	—	46.4	—
500	885	829	—	—	590	—	19.1	18.8	—	48.5	44.0	—
550	882	827	881	—	590	684	18.7	19.6	18.2	50.4	47.8	36.0
600	828	803	—	—	595	—	21.9	22.7	—	52.9	41.1	—
650	780	736	828	—	614	692	31.4	26.5	25.0	57.8	52.5	40.8
700	673	—	—	—	—	—	30.7	—	—	61.6	—	—
750	550	459	560	—	454	484	31.3	50.0	44.9	56.5	71.4	70.0
800	348	—	483	—	—	—	58.3	—	38.8	83.1	—	66.3
900	108	—	143	—	—	—	100.2	—	105.8	98.1	—	94.1
950	—	—	110	—	—	—	—	—	101.3	—	—	94.8
1 000	108	—	83	—	—	—	103.8	—	96.2	98.5	—	96.3
1 050	98	—	58	—	—	—	118.9	—	110.7	98.5	—	99.5
1 100	—	—	47	—	—	—	—	—	131.6	—	—	97.9
1 120	59	—	39	—	—	—	87.3	—	126.5	88.6	—	97.9
1 140	59	—	—	—	—	—	128.4	—	—	91.0	—	—
1 160	59	—	—	—	—	—	39.0	—	—	49.6	—	—
1 180	20	—	—	—	—	—	8.4	—	—	11.6	—	—

注：盘件 ϕ732 mm，法向取样；环件 ϕ690 mm × ϕ530 mm × 240 mm。

表 13.8-675 电弧炉 + 电渣和感应炉 + 电渣重熔 GH2132 合金在标准状态下的力学性能

θ/℃	σ_b/MPa			$\sigma_{p0.2}$/MPa		δ_5/%			ψ/%	
	90 mm 方	棒材	板材	90 mm 方	棒材	90 mm 方	棒材	板材	90 mm 方	棒材
20	1 035	892	1 157	750	677	26.0	28.0	279	45.3	43.7
400	927	912	1 040	674	—	22.3	22.4	18.4	46.8	45.7
450	902	—	—	672	—	19.3	—	—	44.3	—
500	900	—	991	652	—	22.5	—	18.9	47.8	—
550	873	853	927	640	628	21.8	22.4	20.7	44.5	50.7
600	799	—	902	640	—	18.5	—	25.2	33.0	—
650	797	765	799	691	598	21.8	36.2	32.4	34.0	51.8
700	699	—	—	650	—	12.0	—	—	21.5	—
750	574	510	547	547	—	18.5	54.6	49.0	20.8	64.8
800	402	—	368	390	—	41.4	—	53.0	62.8	—

注：90 mm 方坯；ϕ45 mm 棒材；1.5～2.0 mm 板材。

表 13.8-676 优质 GH2132 合金标准热处理状态下 d25 mm 棒材性能（缺口半径 $r=0.2$ mm）

θ/℃	$\sigma_{p0.1}$/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_{bH}/MPa	a_{KU}/kJ·cm^{-2}
20	765	785	1 160	25.5	49.5	1 595	1 000
300	749	777	1 050	20	50	1 464	805
450	743	751	1 007	19	51	1 418	780
550	718	730	961	19	52	1 192	750
650	685	715	783	17	39	1 262	680

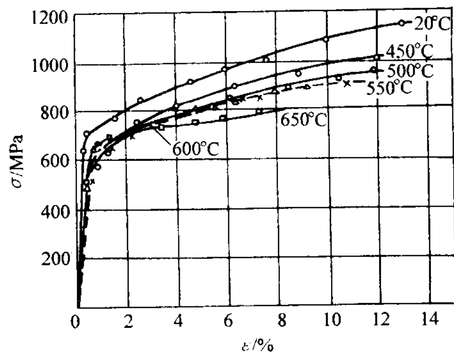


图 13.8-288 ϕ732 mm GH2132 合金盘形锻件真实拉伸应力 - 应变曲线

表 13.8-677 GH2132 合金拉伸应力 - 应变曲线的回归方程和回归系数

方程式	系数	20℃	450℃	500℃	550℃	600℃	650℃
$\sigma=k_t\varepsilon_t^{n_t}$	n_t	0.147	0.174	0.163	0.157	0.153	0.08
	k_t	1 476	1 442	1 328	1 280	1 292	962
$\sigma=k_p\varepsilon_p^{n_p}$	n_p	0.163	0.159	0.140	0.140	0.132	0.057
	k_p	1 588	1 435	1 304	1 256	1 245	913

注：总应变 ε_t，塑性应变 ε_p。

1）高周疲劳性能 GH2132 ϕ420～452 mm 盘形锻件标准热处理状态，在轴向加载（$R=-1$）时的室温疲劳强度见表 13.8-690，室温疲劳 $S-N$ 曲线如图 13.8-315 所示。不同工艺熔炼的 GH2132 合金标准热处理状态的高温疲劳强度见表 13.8-691。

2）低周疲劳性能 标准热处理状态 GH2132 合金的低周疲劳曲线如图 13.8-316 所示。

3）特种疲劳性能 GH2132 合金板材的热疲劳性能见表 13.8-692。

4）疲劳 - 蠕变交互作用 GH2132 合金在 650℃，$\sigma_{max}=$ 588 MPa 和 667 MPa 时的疲劳 - 蠕变交互作用图分别如图 13.8-317 和图 13.8-318 所示。

（5）弹性性能

1）弹性模量 合金动态弹性模量见表 13.8-693。GH2132 合金盘形锻件不同温度的拉伸和压缩弹性模量见表 13.8-694。

2）切变模量 GH2132 盘形锻件不同温度下的切变模量见表 13.8-695。

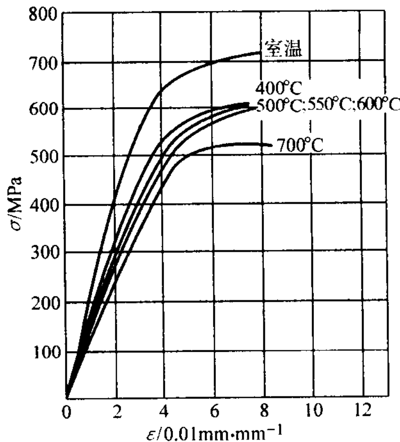


图 13.8-289 ϕ420～452 mm GH2132 合金盘形锻件不同温度典型拉伸应力 - 应变曲线

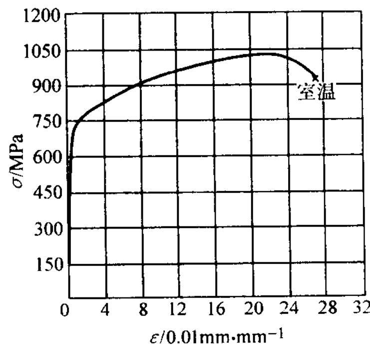


图 13.8-290 GH2132 合金盘形锻件室温典型拉伸全应力 - 应变曲线

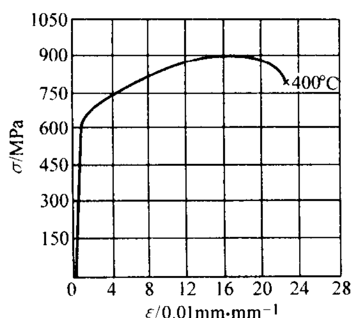


图 13.8-291 GH2132 合金盘形锻件 400℃典型拉伸全应力－应变曲线

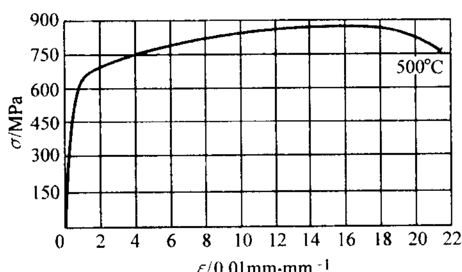


图 13.8-292 GH2132 合金盘形锻件 500℃典型拉伸全应力－应变曲线

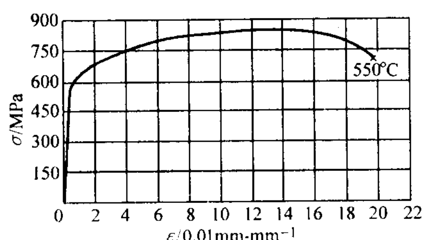


图 13.8-293 GH2132 合金盘形锻件 550℃典型拉伸全应力－应变曲线

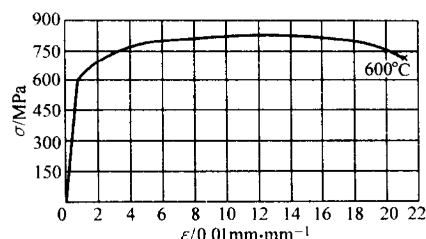


图 13.8-294 GH2132 合金盘形锻件 600℃典型拉伸全应力－应变曲线

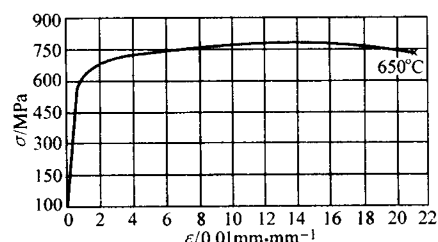


图 13.8-295 GH2132 合金盘形锻件 650℃典型拉伸全应力－应变曲线

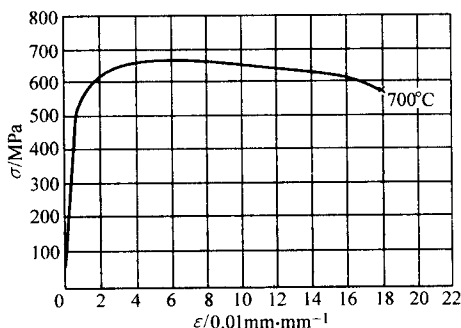


图 13.8-296 GH2132 合金盘形锻件 700℃典型拉伸全应力－应变曲线

表 13.8-678 GH2132 合金经标准热处理和长期时效后的力学性能

时效制度		20℃				650℃		
θ/℃	t/h	σ_b/MPa	$\sigma_{P0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
550	0	1 090	690	26.9	51.2	775	34.8	57.1
	100	1 122	751	26.7	50.2	775	39.6	62.3
	300	1 141	772	27.3	45.4	796	36.8	61.5
	500	1 144	749	26.0	48.5	777	28.0	62.1
	1 000	1 135	774	24.6	48.2	800	32.8	60.5
	1 600	1 132	803	25.9	44.0	781	30.8	59.3
	3 000	1 137	761	25.8	46.7	802	33.2	56.4
	6 000	1 166	829	24.5	44.9	808	33.4	62.0
	10 000	1 160	827	25.5	46.5	794	38.2	61.3
600	0	985	682	27.6	51.4	757	23.5	59.3
	100	1 101	792	24.3	47.4	747	25.7	59.3
	300	1 104	788	26.1	46.9	808	22.7	57.7
	1 000	1 091	792	25.2	44.9	—	—	—
	3 000	1 099	774	25.4	48.4	755	26.7	63.1

续表 13.8-678

时效制度		20℃				650℃		
θ/℃	t/h	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
600	6 000	1 080	757	24.1	44.9	771	30.2	64.2
	10 000	1 082	775	24.7	45.1	737	32.4	59.7
650	0	1 011	678	24.1	46.1	772	34.4	61.1
	100	1 090	744	25.3	46.1	781	23.2	33.8
	200	1 091	740	24.7	45.4	771	25.0	52.4
	300	1 087	733	24.5	44.4	780	24.3	54.9
	500	1 082	715	25.0	45.0	753	28.9	51.9
	1 000	1 071	712	24.4	44.6	723	27.6	49.5
	1 600	1 065	677	23.7	42.8	712	26.1	42.5
	3 000	943	596	20.4	22.8	610	23.8	36.7
	6 000	907	—	11.3	15.9	605	21.8	33.1

表 13.8-679 GH2132 合金不同温度的缺口抗拉强度的设计许用值

θ/℃		20	400	500	650
σ_{bH}各基值/MPa	−3σ	1 195	1 065	1 040	1 000
	A	1 235	1 100	1 070	1 020
	B	1 290	1 150	1 120	1 065
	X	1 360	1 225	1 205	1 135

表 13.8-680 GH2132 合金不同温度压缩屈服强度的设计许用值

θ/℃		20	500	550	650	700
$\sigma_{p0.2}$各基值/MPa	−3σ	530	450	450	440	420
	A	560	480	480	4 700	450
	B	610	520	520	510	480

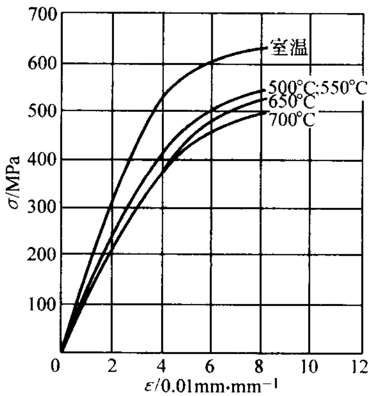


图 13.8-297 *d*420～452 mm GH2132 合金盘形锻件不同温度的平均压缩应力－应变曲线

表 13.8-681 标准热处理状态 GH2132 合金冲击韧度（一）

取样规格/mm			a_{KU}/kJ·m^{-2}									
			20℃	400℃	450℃	500℃	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃
90 方坯	电弧炉＋电渣		910	710	850	860	810	790	790	810	880	1 960
	电弧炉＋真空电弧		1 130	940	—	940	950	890	830	860	1 200	2 200
大环件	弦向		1 230	—	780	—	1 050	—	1 040	—	960	—
	径向		980	—	850	—	770	—	930	—	870	—
盘件（ϕ732）	轮缘	弦向	960	—	740	770	750	720	—	—	730	—
		径向	920	—	—	—	—	—	640	—	—	—
	$\frac{R}{2}$	弦向	880	—	—	—	770	—	650	—	—	—
		径向	930	—	—	—	710	—	700	—	—	—
	轮心	弦向	950	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		径向	900	—	—	—	530	—	510	—	—	—

表 13.8-682 标准热处理状态 GH2132 合金冲击韧度（二）（90 mm 方锻件取样）

θ/℃	900	1 000	1 050	1 080	1 100	1 120	1 140	1 160	1 180	1 200
a_{KU}/kJ·m^{-2}	＞2 600	＞2 590	＞2 380	＞2 200	780	630	240	220	98	88

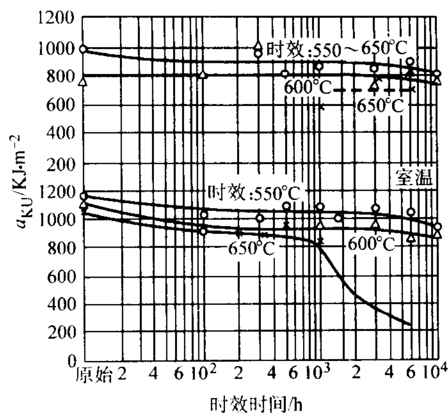


图 13.8-298 长期时效后 GH2132 合金室温和 650℃冲击韧度的变化

表 13.8-683 GH2132 合金扭转性能

θ/℃	室温	500	550	650	700
τ_b/MPa	909	754	749	673	583
τ_b/MPa	470	414	419	422	378

(6) 断裂性能

1) 断裂韧性 GH2132 合金于室温下的 J_R 阻力曲线如图 13.8-319 所示。GH2132 合金的 J_R 阻力曲线如图 13.8-320 所示。

2) 裂纹扩展速率 GH2132 蠕变条件下的裂纹扩展速率如图 13.8-321 所示。GH2132 疲劳条件下的裂纹扩展速率如图 13.8-322 所示。GH2132 蠕变-疲劳交互作用下的裂纹扩展速率如图 13.8-323 所示。

表 13.8-684 标准热处理状态 GH2132 合金持久强度值的均值

θ/℃	σ/MPa									
	10 h	100 h	500 h	1 000 h	3 000 h	5 000 h	10 000 h	30 000 h	50 000 h	100 000 h
500	860	782	727	704	666	649	625	587	570	545
550	755	672	613	588	547	528	502	461	441	414
600	650	561	497	469	424	403	374	326	303	271
650	544	446	375	344	292	267	232	177	154	128
700	434	325	242	205	151	—	—	—	—	—
750	317	191	119	99	80	—	—	—	—	—

表 13.8-685 标准热处理状态 GH2132 合金持久强度均值±2S 的下限值(由 L-M 曲线回归方程确定)

θ/℃	σ/MPa									
	10 h	100 h	500 h	1 000 h	3 000 h	5 000 h	10 000 h	30 000 h	50 000 h	100 000 h
500	835	757	702	678	641	623	600	562	544	520
550	728	645	586	560	520	500	474	432	412	385
600	621	531	467	439	393	372	342	292	269	236
650	513	414	341	309	255	230	195	145	126	107
700	400	287	203	167	122	—	—	—	—	—
750	278	153	98	85	70	—	—	—	—	—

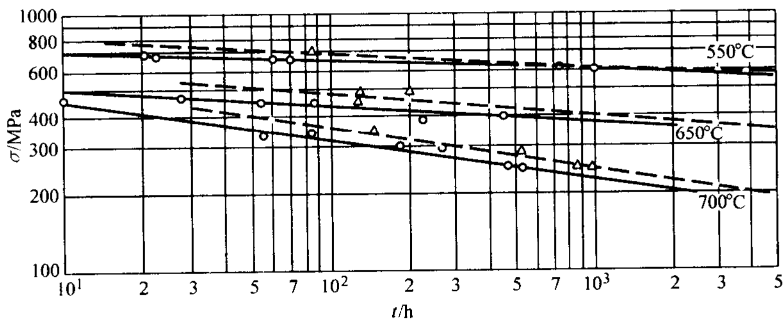


图 13.8-299 电弧炉加电渣重熔 GH2132 90 mm 方坯的持久应力-寿命曲线

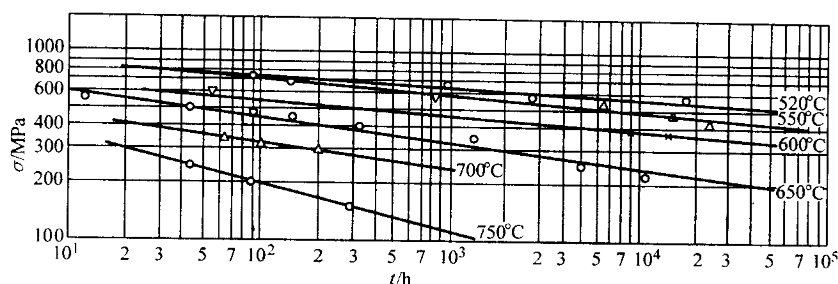


图 13.8-300 电弧炉加真空电弧重熔 GH2132 90 mm 方坯的持久应力－寿命曲线

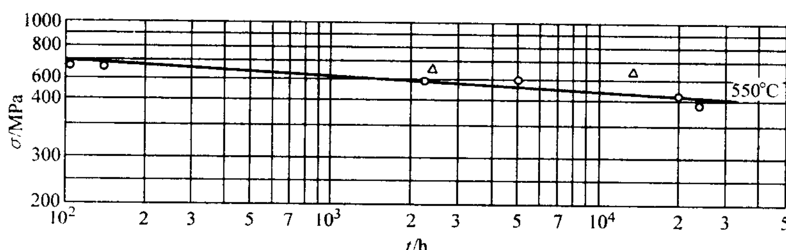


图 13.8-301 电弧炉加真空电弧重熔 GH2132d732 mm 盘形锻件持久应力－寿命曲线

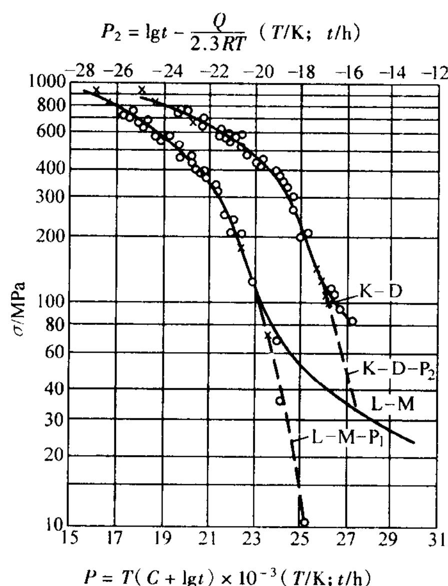


图 13.8-302 GH2132 合金热强参数综合曲线（$n=85$）

L－M 曲线：$C=19.731\ 966$，$S.D.$（标准差）$=0.160\ 879\ 1$，

r(相关系数)$=0.980\ 8$，

$T(19.731\ 966+\lg t)=43\ 243.819-45173.797\lg\sigma+34\ 944.211\ (\lg\sigma)^2-9\ 729.168\ 2\ (\lg\sigma)^3$；

L－M－P$_1$ 曲线：$P_1=T(19.731\ 966+\lg t)\times10^{-3}$，

$S.D.=0.013\ 528\ 09$，$r=0.996\ 3$，

$\lg\sigma=23.147\ 008-3.431\ 743P_1+0.187\ 266\ P_1^2-3.468\ 590\ 9\times10^{-3}P_1^3$；

K－D 曲线：$Q=92\ 212.416$ cal/mol，

$S.D.=0.162\ 810\ 8$，$r=0.980\ 3$，

$\lg t-\frac{Q}{2.3RT}=26.794\ 241-97.003\ 817\lg\sigma+72.755\ 717\ (\lg\sigma)^2-18.824\ 429\ (\lg\sigma)^3$；

K－D－P$_2$ 曲线：$P_2=\lg t-92\ 212.416/2.3RT$，

$S.D.=0.015\ 657\ 1$，$r=0.995\ 0$，

$\lg\sigma=-35.384\ 535-4.925\ 43P_2-0.219\ 128\ 82P_2^2-3.275\ 931\ 1\times10^{-3}P_2^3$，$R=1.986\ 457$ cal/mol

（上述方程式中：T/K；t/h；σ/9.8 MPa）；

×，○90 mm 方坯；▽ ϕ732 mm 盘件

表 13.8-686 标准热处理状态 GH2132 合金持久强度

θ/℃	550	600	650	700	θ/℃	550	600	650	700
σ_{10}/MPa	713	608	515	433	σ_{100}/MPa	632	532	445	369
σ_{30}/MPa	673	571	480	402	σ_{300}/MPa	596	499	414	342

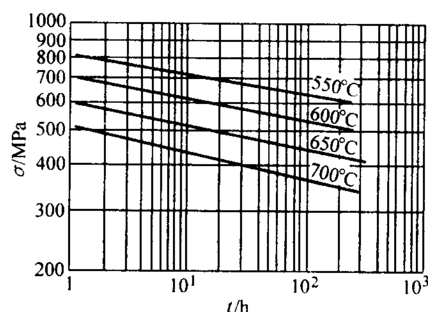


图 13.8-303 GH2132 合金 ϕ420～452 mm 盘形锻件持久应力－寿命曲线

$\lg t=b_0+b_1/T+b_2x/T+b_3x^2/T+b_4x^3/T$；

式中：$T=(9\times\theta/5+32)+460$；

$x=\lg\sigma$；$b_0=-20.842$；$b_1=0.755\times10^5$；

$b_2=-0.761\times10^4$；$b_3=-521.948$；$b_4=-739.617$；

相关偏差 0.018；相关系数 0.93

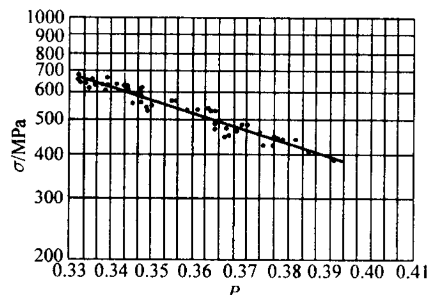


图 13.8-304 GH2132 合金 ϕ420～452 mm 盘形锻件热强参数综合曲线

热强参数综合方程［L－M］：

$\lg\sigma=a_0+a_1P+a_2P^2+a_3P^3$；

式中：$P=T\ (\lg t+20.82)\ /10^5$；

$T=(9\times\theta/5+32)+460$；$a_0=3.640$；$a_1=-1.45$；

$a_2=-2.857$；$a_3=-0.573$；

相关偏差 0.018；相关系数 0.93

表 13.8-687　GH2132 合金经标准热处理和长期时效后的持久性能

时效温度/℃	项目		以下时效时间的持久性能								
			0	100 h	300 h	500 h	1 000 h	1 600 h	3 000 h	6 000 h	10 000 h
550	光滑持久	σ/MPa	275	299	231	177	266	186	267	193	135
600			314	163	338		228		202	230	207
650			> 101	180	112	231	200	31			
550		δ_5/%	29.4	20.1	11.6	16.8	15.8	20.4	25.3	19.2	15.8
600			21.1	22.1	27.3		25.6		37.3	29.8	35.5
650				21.2	24.1	29.6	27.7	31.8			
550		ψ/%	30.2	25.6	25.8	26.1	20.1	29.6	27.8	30.1	
600			40.3	49.1	40.2		39.5		46.5	32.2	49.7
650				38.2	35.9	31.9		36.5			
550	缺口持久	σ/MPa		629	1 199	820			551	996	
600			128	1 205	1 253						
650			1 159	653	1 029	621	427	307			

表 13.8-688　标准热处理状态 GH2132 合金蠕变强度

试验时间/h	ε_P/%	σ/MPa			试验时间/h	ε_P/%	σ/MPa		
		550℃	600℃	650℃			550℃	600℃	650℃
10	0.1	652	555	474	30	0.5	652	555	474
	0.2	695	592	505	100	0.1	546	466	399
	0.5	711	605	515		0.2	581	496	424
30	0.1	598	510	436		0.5	594	506	433
	0.2	638	544	464					

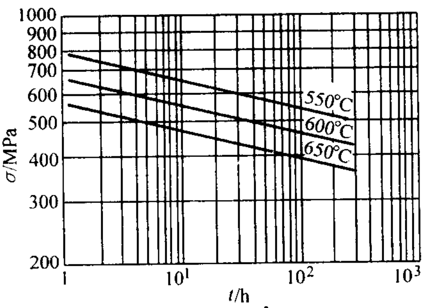


图 13.8-305　GH2132 合金 ϕ420～452 mm 盘形锻件 0.1%塑性应变蠕变应力－寿命曲线

0.1%塑性应变蠕变方程［M－S］：

$$\lg t = b_0 + b_1 T + b_2 x + b_3 x^2 + b_4 x^3;$$

式中：$T = (9\times\theta/5+32)+460$；

$x=\lg\sigma$；$b_0 = 81.774$；$b_1 = -0.010$；

$b_2 = -41.522$；$b_3 = 9.081$；$b_4 = -0.943$；

相关偏差 0.023；相关系数 0.887

2.13.3　组织结构

1）时间－温度－组织转变曲线　GH2132 合金中 ηNi_3Ti 相的析出动力学曲线如图 13.8-324 所示。

2）合金组织结构　GH2132 合金在标准热处理状态下，在 r 基体上有球状均匀弥散分布的 Ni_3（Ti，Al）型 γ′相以及 TiN，TiC，晶界有微量 M_3B_2，晶界附近可能有少量 η 相和 L 相。合金硅、硫含量较高时，会有 G 相、Y 相在晶界析出。长期时效或使用后是否有 σ 相析出，与合金成分有关。近年来采用相分析计算方法提出了如下简化公式：

$$\Delta N_V = Ni - 3Ti - 3.5Al - 1.7Si - 0.9Cr - 4.7$$

γ′相的溶解温度为 830～850℃，开始析出温度在 650℃左右，700～730℃析出最多。标准热处理后 γ′相数量约占合金质量分数的 2%～3%，直径约 10～20 nm，其化学组成近似（$Ni_{0.93}Fe_{0.04}Cr_{0.03}$）$_{2.73}$（$Ti_{0.83}Al_{0.17}$）。550～650℃长期时效后，γ′相数量稍微增加，尺寸略有长大。当合金中 Al 的质量分数高于 0.4%时，就有可能出现胞状 γ′相。

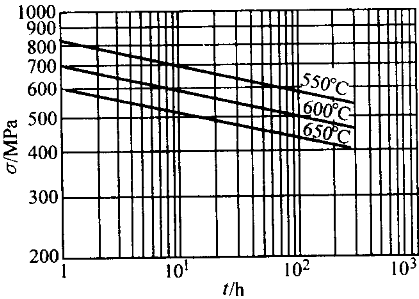


图 13.8-306　GH2132 合金 d420～452 mm 盘形锻件 0.2%塑性应变蠕变应力－寿命曲线

0.2%塑性应变蠕变方程［M－S］：

$$\lg t = b_0 + b_1 T + b_2 x + b_3 x^2 + b_4 x^3;$$

式中：$T = (9\times\theta/5+32)+460$；

$x=\lg\sigma$；$b_0 = 82.130$；$b_1 = -0.010$；

$b_2 = -41.522$；$b_3 = 9.081$；$b_4 = -0.943$；

相关偏差 0.023；相关系数 0.887

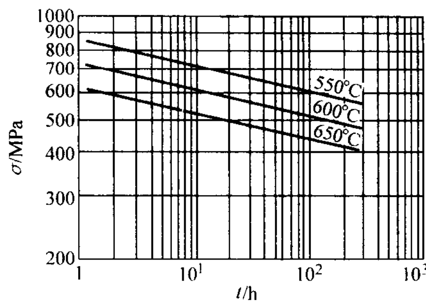


图 13.8-307　GH2132合金 ϕ420~452 mm盘形锻件0.5%塑性应变蠕变应力-寿命曲线

0.5%塑性应变蠕变方程 [M-S]:

$\lg t = b_0 + b_1 T + b_2 x + b_3 x^2 + b_4 x^3$;

式中: $T = (9 \times \theta/5 + 32) + 460$;

$x = \lg\sigma$; $b_0 = 82.252$; $b_1 = -0.010$;

$b_2 = -41.522$; $b_3 = 9.081$; $b_4 = -0.943$;

相关偏差 0.023; 相关系数 0.887

TiC, TiN的数量约占合金重量的0.25%，基本上不参与合金热处理过程的组织转变。TiC在1 180℃以上才开始溶解，TiN则更不易溶解。

η相形成的温度区约在700~900℃，析出温度与合金Ti含量有关。

M_3B_2 相在1 040~1 080℃固溶时已大量溶解，至1 180~1 210℃可完全溶解，M_3B_2 在650℃时效已有析出。

L相在950~990℃之间固溶时溶解，析出峰在850℃左右。G相在982℃以上开始溶解，1 120℃可完全溶解，析出峰在850℃左右。σ相析出温度在650~900℃之间，析出峰在750~850℃。G、σ和η相的出现对合金性能起损害作用。

2.13.4　工艺性能与要求

(1) 成形性能

1) GH2132合金的工艺塑性如图13.8-325所示，再结晶如图13.8-326所示。

2) 合金锻造开坯加热温度为1 080~1 140℃，终锻温度高于900℃。水压机开坯时加热温度为1 110℃，停压温度高于950℃；模锻开压温度为1 100℃，停压温度高于930℃。环件轧制加热温度为1 130~1 150℃，终轧温度高于900℃。棒材及型材轧制温度为1 080~1 140℃，终轧温度高于900℃。

表 13.8-689　不同工艺熔炼的GH2132合金于标准热处理状态的蠕变性能

熔炼工艺	θ/℃	t/h	σ/MPa	ε_t/%	ε_P/%	ε_e/%	ε_S/mm·h^{-1}
感应+电渣	650	100	358	0.439 0	0.198 0	0.241 0	—
电弧炉+电渣	550	100	441	0.273 4	0.003 2	0.270 2	-0
	650	100	284	0.225 5	0.044 5	0.181 0	5.875×10^{-6}
		100	343	0.365 8	0.126 0	0.239 8	14.750×10^{-6}
电弧炉+真空电弧	650	100	284	0.2642	0.063 9	0.200 3	—

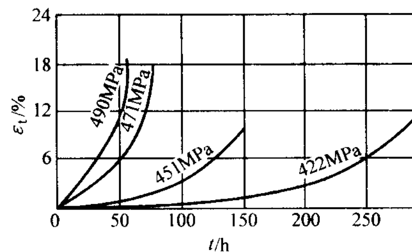


图 13.8-308　GH2132合金650℃的蠕变曲线

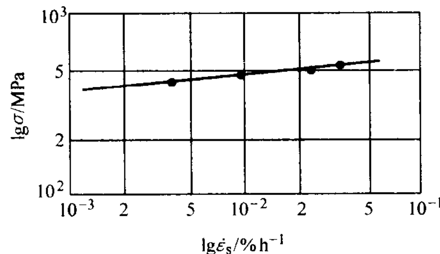


图 13.8-309　GH2132合金650℃蠕变时的 $\dot{\varepsilon}_s$ 与 σ 的关系

$\dot{\varepsilon}_s = 1.243\,9 \times 10^{-27} \sigma^{15.002\,8}$ ($r = 0.990\,7$)

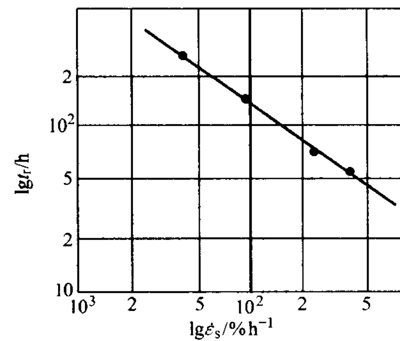


图 13.8-310　GH2132合金650℃蠕变时的 $\dot{\varepsilon}_s$ 与 t_r 的关系

$\dot{\varepsilon}_s^{0.747\,8} t_r = 4.558\,0$ ($r = -0.999\,2$)

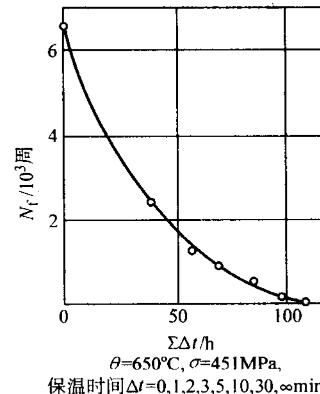


图 13.8-311　GH2132合金周期应力作用下蠕变-疲劳复合损伤图

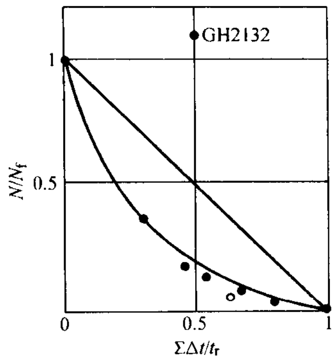


图 13.8-312 GH2132 合金周期持久条件下的蠕变－疲劳交互作用复合损伤图
试验条件同图 13.8-311

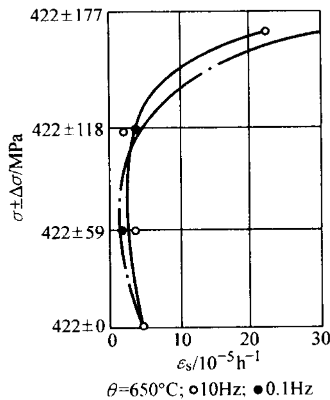


图 13.8-313 GH2132 合金交变应力幅值对稳态蠕变速率的影响

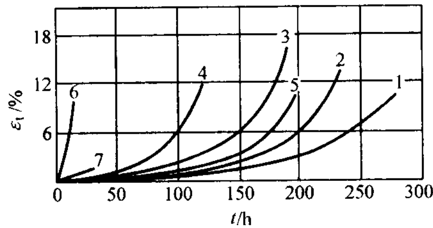


图 13.8-314 GH2132 合金 650℃的动态蠕变曲线

1—σ = 422 MPa;
2—$\sigma + \Delta\sigma$ = (422 ± 59)MPa, f = 0.1 Hz;
3—(422 ± 59)MPa, 10 Hz;
4—(422 ± 118)MPa, 0.1 Hz;
5—(422 ± 118)MPa, 10 Hz;
6—(422 ± 117)MPa, 0.1 Hz;
7—(422 ± 177)MPa, 10 Hz

表 13.8-690 GH2132 合金盘形锻件室温疲劳强度

K_t	σ_{max}/MPa						
	5×10^3 周	10^4 周	5×10^4 周	10^5 周	5×10^5 周	10^6 周	10^7 周
1	690	630	495	445	350	320	285
3	565	490	330	285	190	175	150

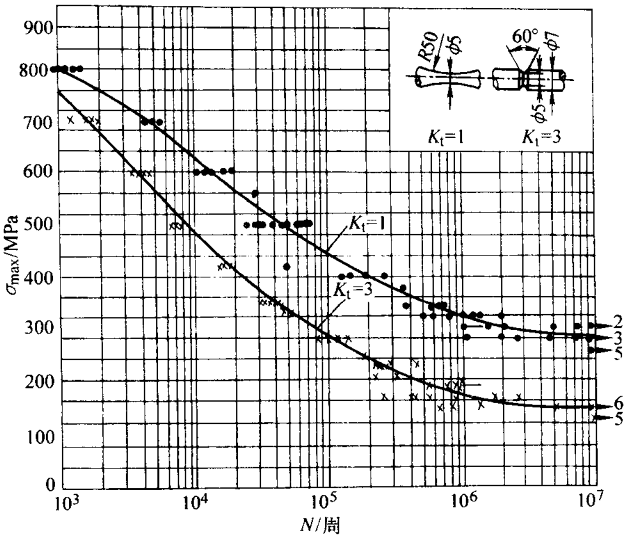


图 13.8-315 GH2132 合金 ϕ420～452 mm 盘形锻件室温 $S-N$ 曲线

表 13.8-691 不同工艺熔炼的 GH2132 合金标准热处理状态的高温疲劳强度

熔炼工艺	取样规格/mm	θ/℃	σ_{-1} /MPa	σ_{-1H} /MPa
感应炉 + 电渣	棒材（ϕ45）	650	294	245
电弧炉 + 电渣	90 方锻件	20	294	—
		550	402	167
		650	382	226
电弧炉 + 真空电弧	90 方锻件	550	441	206
		650	382	226
	盘件（ϕ732）	650	343	226

注：缺口半径 r = 0.75 mm。

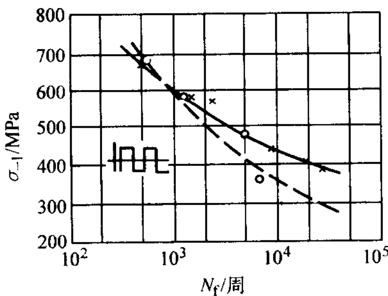


图 13.8-316 GH2132 合金 650℃的低周疲劳
θ = 650℃；f = 1 Hz；×光滑，；○缺口

表 13.8-692 GH2132 合金板材的热疲劳性能

熔炼工艺	状态	取样规格	θ/℃	N/周	裂纹长/mm
感应炉 + 电渣	标准热处理	板材（δ2 mm）	650⇌20	240 560	0.185 0.203

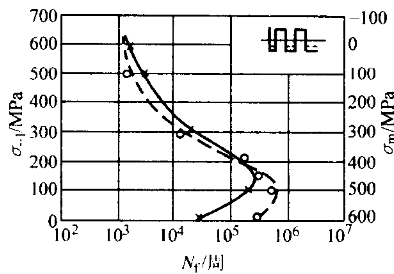


图 13.8-317　GH2132 合金疲劳－蠕变交互作用图
$\theta = 650℃$；$f = 1$ Hz；$\sigma_{max} = 588$ MPa；
○缺口；＋光滑

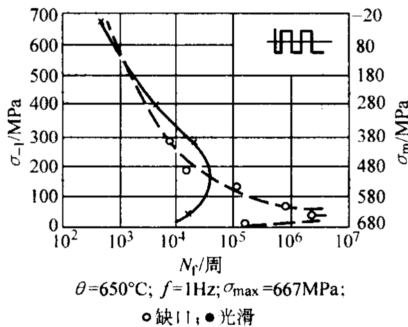


图 13.8-318　GH2132 合金疲劳－蠕变交互作用图

表 13.8-693　GH2132 合金动态弹性模量

θ/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
E_D/GPa	198	193	186	181	173	165	157	150	139	126

表 13.8-694　GH2132 合金盘形锻件不同温度的拉伸和压缩弹性模量

θ/℃	20	400	500	550	600	650	700
E/GPa	190	152	135	134	131	124	120
E_c/GPa	193	—	150	147	—	143	142

表 13.8-695　GH2132 盘形锻件不同温度下的切变模量

θ/℃	20	500	550	650	700
G/GPa	72	60	59	56	53

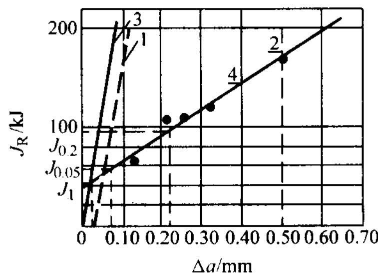


图 13.8-319　GH2132 合金于室温下的 J_R 阻力曲线
$d = 732$ mm 盘件 $\sigma_{P0.2} = 690$ MPa，$\sigma_b = 969$ MPa；$J_1 = 43$ kJ，
$k_{Ji} = 96.7$ MN/m$^{3/2}$；$J_{0.05} = 51$ kJ，$k_{J0.05} = 105.3$ MN/m$^{3/2}$；
$J_{0.2} = 91.1$ kJ，$k_{J0.2} = 140.7$ MN/m$^{3/2}$；
1—最小裂纹扩展曲线；2—允许的最大裂纹扩展量；
3—钝化线 $J_R = 1.5\ (\sigma_{P0.2} + \sigma_b)\ \Delta a$；
4—$J_R = 37.65 + 267.22\Delta a$，$n = 5$，$r = 0.982$

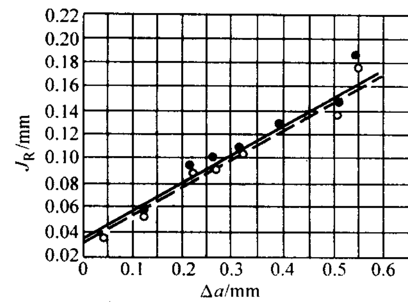


图 13.8-320　合金 J_R 阻力曲线
——按 $P-V$ 曲线计算，$J_R = 0.035\,6 + 0.228\,3\Delta a \pm 0.008$，
$r = 0.981$，$J_1 = 0.036$，$J_{0.05} = 0.047$；
－－－按 $P-\Delta$ 曲线计算，$J_R = 0.030\,9 + 0.228\,6\Delta a \pm 0.007$，
$r = 0.986$，$n = 6$，$J_i = 0.032$，$J_{0.05} = 0.042$

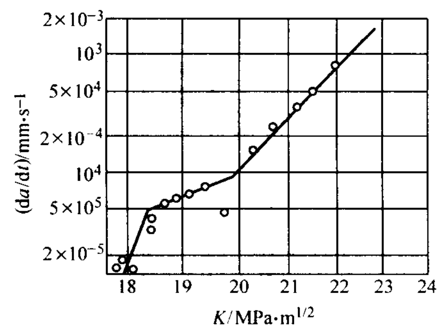


图 13.8-321　蠕变条件下的裂纹扩展速率
$\theta = 650℃$；$R = 1$

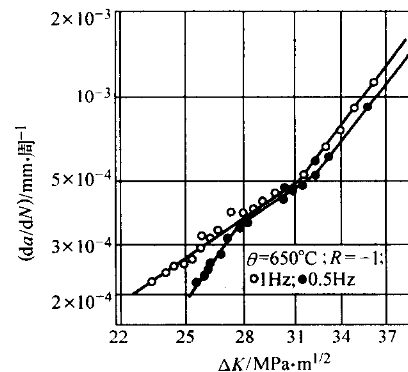


图 13.8-322　GH2132 合金疲劳条件下的裂纹扩展速率

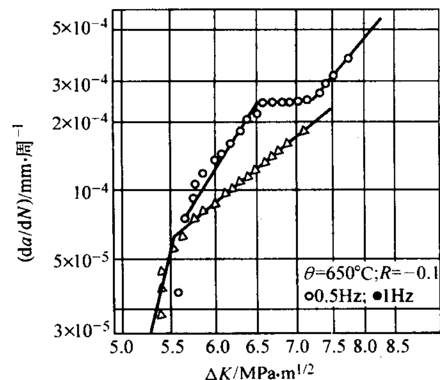


图 13.8-323　GH2132 合金蠕变－疲劳交互作用下的裂纹扩展速率

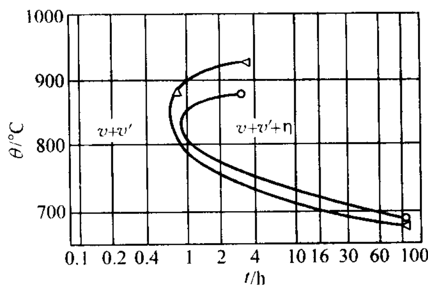


图 13.8-324 GH2132 合金 η 相析出曲线

△2.24%～2.28%Ti;

○2.03%～2.08%Ti

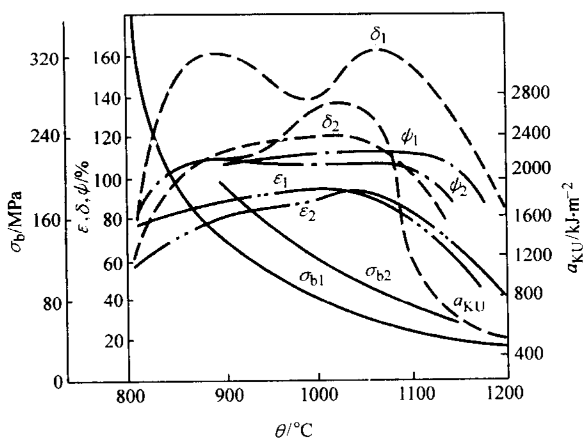


图 13.8-325 GH2132 合金工艺塑性图

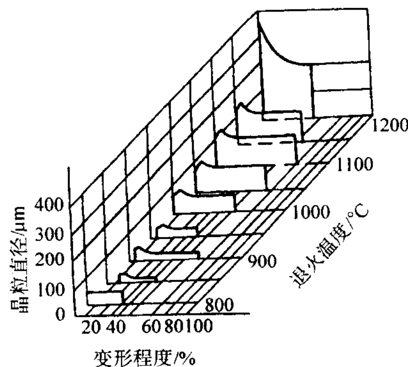


图 13.8-326 GH2132 合金再结晶图

(2) 焊接性能

合金具有满意的焊接性能，可用氩弧焊、点焊、缝焊进行焊接。合金于固溶状态进行焊接，焊后进行时效处理。

1) 手工和自动钨极对接氩弧焊规范见表 13.8-696。推荐采用 HGH113 焊丝和较小的焊接能量输入。

2) 自动钨极脉冲氩弧焊对焊规范见表 13.8-697。

3) 缝焊规范见表 13.8-698。

4) 焊后进行时效处理的氩弧焊对接接头的强度系数大于 90%。

(3) 零件热处理工艺

该合金固溶温度为 980～1 000℃，根据零件截面厚度保温不同时间后进行空冷、油冷或水冷后，再在 700～720℃时效 12～16 h 后空冷。优质 GH2132 合金制零件的热处理工艺为：(900±10)℃固溶，1～2 h，油冷+(750±10)℃时效，16 h，空冷。

(4) 表面处理工艺

在高温下工作的合金零件可采用 W-2 珐琅涂层进行有效的保护。

表 13.8-696 GH2132 合金手工和自动钨极对接氩弧焊规范

焊接方法	厚度/mm	焊丝		电流/A	电压/V	焊接速度/m·min^{-1}	送丝速度/m·min^{-1}	氩气流量/L·min^{-1}	背面气体流量/L·min^{-1}	钨极直径/mm	焊嘴直径/mm
		牌号	直径/mm								
手工氩弧焊	1.5+1.5	HGH2132	1.6	70～90	8～10	—	—	6～8	—	1.6	8
	2.0+2.0			90～100							
自动氩弧焊	1.5+1.5	HGH2132 HGH1140 HGH113	1.6	95～100	7～8	0.25～0.32	0.32	5～8	2～3	3.0	18
	2.0+2.0			130							

表 13.8-697 GH2132 合金自动钨极脉冲氩弧焊对焊规范

厚度/mm	焊丝		电压/V	脉冲电流/A	维弧电流/A	脉冲幅比	脉冲宽比	脉冲频率/Hz	焊接速度/m·min^{-1}	送丝速度/m·min^{-1}
	牌号	直径/mm								
0.8	不加丝	—	8.5	50	13	4	3	5	0.3	—
0.8	HSG-1	1.0	8.5～9.0	60	15	4	2	5	0.27	0.165
1.5	HSG-1	1.0	8.5～9.0	100	28	3.5	2	3	0.23	0.2
2.0	HSG-1	1.0	9～10	130	26	5	2	3	0.2	0.25

表 13.8-698 GH2132 合金缝焊规范

厚度/mm	滚盘宽/mm		电流/A	焊接时间/s	休止时间/s	焊接速度/m·min^{-1}	电极压力/N
	上	下					
1.5+1.5	5.5	6.0	8 300～9 500	0.16～0.18	0.16～0.18	0.36	7 650～8 335
2.0+2.0			10 000～12 000	0.18～0.22	0.24～0.28	0.36	8 335～9 805

2.14　1Cr15Ni36W3Ti（XH35BT、ЭИ612）

1Cr15Ni36W3Ti是沉淀强化型奥氏体热强钢，在固溶状态下高温时有强烈沉淀硬化倾向。经时效处理，其组织趋于稳定。钢在650℃以下具有较好的抗松弛性、蠕变极限、持久强度和组织稳定性，长期时效后其冲击韧性仍能保持较高水平。700℃时开始软化，强度性能显著下降。该钢相当于前苏联的XH35BT（即ЭИ612）。

2.14.1　用途

该钢用做高压汽轮机汽封弹簧，也可用做650℃以下燃汽轮机叶片和紧固件等。

2.14.2　技术条件

该钢化学成分和力学性能见表13.8-699和表13.8-700。

表13.8-699　1Cr15Ni36W3Ti钢化学成分（质量分数）　%

国别	技术条件	钢　号	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Ti	S	P
中国	GB1221—75	1Cr15Ni36W3Ti	≤0.12	≤0.80	1.00~2.00	14.0~16.0	34.0~38.0	2.80~3.20	1.10~1.40	≤0.030	≤0.03
前苏联	ГОСТ5632—72	XH35BT（ЭИ612）	≤0.12	≤0.60	1.00~2.00	14.0~16.0	34.0~38.0	2.80~3.50	1.10~1.50	≤0.020	≤0.05

表13.8-700　1Cr15Ni36W3Ti钢力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
GB1221—75 1Cr15Ni36W3Ti	1 140~1 160℃水冷，两次时效：780~790℃ 730~740℃	392	735	15	35	59
ЧМТУ 37—58 ЭИ612	1 080~1 100℃水冷，700℃时效50 h	392	735	15	35	59

2.14.3　工艺性能

1）锻轧　该钢锻轧加热温度为1 160~1 180℃，始锻温度为1 110~1 130℃，终锻温度大于900℃，锻轧后堆冷。钢的导热性差，锻轧前应均匀加热。钢的变形阻力大，钢的表面及内部易产生裂纹，为减少裂纹形成，变形必须缓慢，终锻温度应当高一些。

2）热处理　该钢热处理为固溶加一次时效或固溶加两次时效。

固溶加一次时效：1 080~1 100℃水冷，700℃时效25~50 h。

固溶加二次时效：1 180℃水冷，780℃时效8~10 h，730~750℃二次时效25 h或1 080~1 100℃水冷，850~900℃时效10 h，700~710℃二次时效25~50 h。

3）焊接　该钢可在固溶状态下进行焊接，亦可在固溶加两次时效状态下进行焊接，焊后需经两次时效。焊条用与基体相同成分并含铌的焊丝。

2.14.4　性能

1）物理性能　见表13.8-701。

2）力学性能　见表13.8-702。

3）持久强度、蠕变极限　见表13.8-703和图13.8-327。

表13.8-701　1Cr15Ni36W3Ti钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.16									
线胀系数 α_l	25~300℃	20~400℃	25~500℃	25~600℃	25~700℃	25~750℃				
/10^{-6}K^{-1}	15.1~16.0	15.5~16.4	15.6~16.5	16.1~17.0	16.6~17.3	17.7				
热导率 λ	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃			
/W·m^{-1}·K^{-1}	13.4	15.5	17.2	18.8	20.5	22.2	23.9			
弹性模量 E/GPa	20℃	200℃	300℃	400℃	500℃	550℃	600℃	650℃	700℃	800℃
	202	194	190	183	177	173	169	164	161	153

表13.8-702　1Cr15Ni36W3Ti钢力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 180℃×1 h水冷 780℃时效8~10 h 730℃二次时效25 h ≥207HB	20	440~450	800~870	18~30	30~50	110~180
	100	440~490	760~810	21	34~40	150
	200	450~480	740~780	20.5	37~42	140~160
	300	440~480	730~750	16~21	30~43	95~155
	400	440~480	710~740	19~22	35~45	100~160
	450	460	720	16	34	
	500	420~450	680~710	15~21	23~45	90~150
	550	420	680	17~20	37~53	140
	600	400~450	640~680	15~20	30~40	95~140
	630	440	670	21	27.5	100
	650	370~450	510~630	10~20	15~34	100~180
	700	390~430	460~500	9~12	11~18	105~150

表13.8-703　1Cr15Ni36W3Ti钢蠕变极限和持久强度

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2\times10^{-3}}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{0.5\times10^{-4}}$	$\sigma_{0.2\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{1\times10^{3}}$	$\sigma_{1\times10^{4}}$	$\sigma_{1\times10^{5}}$
		MPa							
1 180℃水冷，780~790℃和730~740℃两次时效	570						350	280	225
	600					180	320	270	230
	630					150	250	210	180
	650	160	170	160	140	130	220~230	190~200	150~160
	700		110			80~90	140	95	65

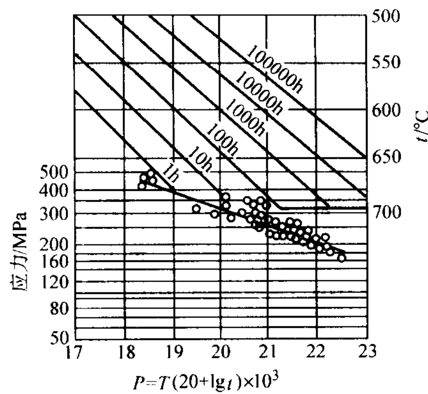


图 13.8-327　ЭИ612 钢的 L－M 参数曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

4）减振性能　ЭИ612 钢的减振性能曲线如图 13.8-328 所示。

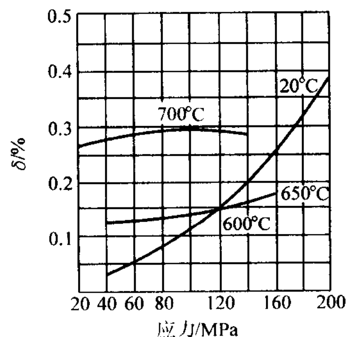


图 13.8-328　ЭИ612 钢的减振性曲线

5）疲劳性能　1Cr15Ni36W3Ti 钢旋转弯曲疲劳极限见表 13.8-704。

表 13.8-704　1Cr15Ni36W3Ti 钢旋转弯曲疲劳极限

热处理制度	试验温度/℃	循环次数 N	σ_{-1}/MPa
1 180℃固溶，780℃ 和 730℃ 两次时效	650	10^7	300
		10^8	230～270
		10^9	＞220

6）组织稳定性　该钢具有很强的弥散硬化倾向，在固溶状态（未经时效处理）经 650～700℃长期保温，钢的硬度显著提高，如果经 780℃和 730℃两次时效处理，在 650℃长期保温，钢的组织稳定，在 700℃则会引起钢的软化，强度性能显著下降，冲击韧性也有所降低。

7）抗松弛性能　1Cr15Ni36W3Ti 钢的抗松弛性能见表 13.8-705。

表 13.8-705　1Cr15Ni36W3Ti 钢抗松弛性能

试验温度/℃	初应力 σ_0/MPa	经下列时间（h）后的剩余应力/MPa						
		100	500	1 000	3 000	5 000	8 000	10 000
525	400	356	335	354	348	346	344	(342)
	350	308	306	306	304	304	303	(302)
	300	271	271	269	268	268	268	(268)
560	300	240	239	238	237	236	234	233
	250	228	226	224	222	221	219	218
	200	178	177	175	174	174	173	172
600	300	253	249	246	239	234	227	(222)
	250	223	219	217	213	209	204	(200)
	200	182	180	179	176	173	171	(169)
	150	139	138	137	136	135	132	(130)
650	250	210	205	199	184	180	166	160
	200	175	168	164	156	149	143	140
	150	132	130	128	121	118	115	112
680	230	168	149	126	121	110	98	88
	200	152	139	124	109	100	84	78
	150	120	115	109	101	90	78	71

2.15　0Cr15Ni35W3Ti3AlB（XH35BTЮ、ЭИ787）

0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金是以铁－镍－铬为基体，以 γ′相强化的一种奥氏体型高温合金，相当于前苏联的 XH35BTЮ（ЭИ787）。该合金具有较高的热强性能，在高温长期时效过程中组织不稳定，冲击韧性下降显著，但经恢复热处理后，冲击韧性仍可提高。

2.15.1　用途

该钢用做工作温度 700℃的燃气轮机叶片和涡轮盘等。

2.15.2　技术条件

该钢化学成分和力学性能见表 13.8-706 和表 13.8-707。

表 13.8-706　0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金化学成分（质量分数）　%

国别	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe	W	Al	Ti	B	S	P
中国	工厂标准 0Cr15Ni35W3Ti3AlB	≤0.08	≤0.60	≤0.60	14.0～16.0	33.0～37.0	余量	2.0～4.0	0.70～1.70	2.40～3.20	≤0.030	≤0.010	≤0.020
苏联	ГОСТ5632—72 XH35BTЮ（ЭИ787）	≤0.08	≤0.60	≤0.60	14.0～16.0	33.0～37.0	余量	2.8～3.5	0.70～1.40	2.40～3.2	≤0.020	≤0.020	≤0.030

表 13.8-707　0Cr15Ni35W3Ti3Al 合金力学性能

技术条件	热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
		≥				
工厂标准	1 180～1 200℃保温 2.5～8 h 空冷，1 050℃保温 4 h 空冷，750～800℃保温 16 h 空冷	637	932	6	8	29

2.15.3　工艺性能

1）冶炼　该钢可采用中频感应炉冶炼，并经电渣重熔；亦可采用电炉冶炼，电渣重熔。

2）热加工　该钢装炉温度不高于 700℃，加热温度为 1 080～1 100℃，开始温度不低于 980～1 000℃，终止温度不低于 900～950℃。

3）热处理　该钢叶片的热处理制度为：1 150℃保温 8 h，空冷，1 050℃保温 4 h，空冷至 780℃保温 16 h，空冷。涡轮盘的热处理制度为：1 150～1 160℃保温 6～10 h，空冷，

1 050℃保温 4 h，空冷至 830℃ × 16 h，空冷。

2.15.4 性能

1）物理性能 见表 13.8-708。减振性曲线如图 13.8-329 所示。

2）力学性能 见表 13.8-709。

3）高温疲劳极限 见表 13.8-710。

表 13.8-708 0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	8.04								
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	20 ~ 100℃	20 ~ 200℃	20 ~ 300℃	20 ~ 400℃	20 ~ 500℃	20 ~ 600℃	20 ~ 700℃		
	14.1	14.5	15.0	15.6	16.2	16.5	17.0		
	100 ~ 200℃	200 ~ 300℃	300 ~ 400℃	400 ~ 500℃	500 ~ 600℃	600 ~ 700℃			
	15.2	16.2	16.9	17.7	17.8	19.0			
热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
	15.5	17.6	19.3	20.9	22.6	24.7	26.0	27.6	29.7
弹性模量 E/GPa	20℃	600℃	700℃	750℃	800℃				
	218.5	173.0	166.0	156.0	151.5				

4）持久强度、蠕变极限 见表 13.8-711。

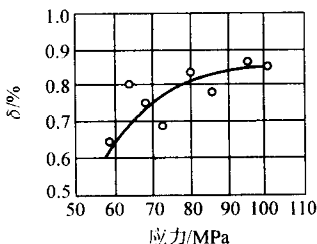


图 13.8-329 合金的减振性曲线

5）组织稳定性 经试验室 700℃、1 000 ~ 5 000 h 保温后，塑性及韧性显著下降。由金相组织观察，发现晶界上碳化物由原来的断续状态变成了连续状态。同时，随着保温时间的增加，晶界不断加宽，并有块状物在晶界析出，这种变化是冲击韧性降低的主要原因。例如将 700℃保温 1 000 h 的时效试样，经 780℃保温 16 h，空冷，这样的恢复热处理后，冲击韧度又从时效后的 18 J/cm^2 重新恢复到 78 J/cm^2。

700℃时效后的室温力学性能变化见表 13.8-712，γ′相在 700℃时效过程中的数量变化见表 13.8-713。

6）抗氧化性 ЭИ787 合金在空气中的氧化参数如图 13.8-330 所示。

表 13.8-709 0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 180 ~ 1 200℃保温 2.5 ~ 8 h，空冷，1 050℃保温 4 h 空冷，750 ~ 780℃保温 16 h 空冷	20	700 ~ 880	1 050 ~ 1 270	7 ~ 22	10 ~ 25	
	400	700 ~ 850	1 050 ~ 1 180			25 ~ 58
	500	700 ~ 830	1 000 ~ 1 150	5 ~ 18	6 ~ 23	
	550	690 ~ 820	1 000 ~ 1 120	5 ~ 16	7 ~ 25	
	600	680 ~ 810	1 000 ~ 1 100		12 ~ 16	50 ~ 60
	700	680 ~ 800	920 ~ 970	5 ~ 8	9 ~ 11	
	750	650 ~ 780	850 ~ 890	6 ~ 10	6 ~ 10	30 ~ 40
	800	600 ~ 700	680 ~ 750	13 ~ 15	22 ~ 28	50 ~ 60
	850	330 ~ 350	360 ~ 380	19 ~ 21	46 ~ 48	55 ~ 65
	900	200 ~ 240	200 ~ 250	20 ~ 23	50 ~ 60	

表 13.8-710 0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金高温疲劳极限

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{-1}(N = 10^7)$/MPa
1 180 ~ 1 200℃保温 2.5 ~ 8 h 空冷，1 050℃保温 4 h 空冷，750 ~ 800℃保温 16 h 空冷	650	300
	700	280 ~ 300
	750	300 ~ 310

表 13.8-711 0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金持久强度和蠕变极限

热处理制度	试验温度 /℃	蠕变强度 $\sigma_{1\times10^{-5}}$ /MPa	持久强度 σ_{10^4}	σ_{10^5}	最长断裂时间 /h
			MPa		
1 150℃保温 8 h 空冷，1 050℃保温 4 h 空冷，780℃保温 16 h 空冷，	700	229	298	225	11 157（持久塑性 δ = 0.9%）

表 13.8-712 0Cr15Ni35W3Ti3AlB 合金 700℃时效后室温力学性能的变化

时效时间 /h	$\sigma_{0.2}$	σ_b	σ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2} 20℃	700℃	HB
	MPa		%				
1 000	893	1 333	12.2	8.0	18	21	363
3 000	913	1 158	5.0	3.3	13	34	373
5 000	935	1 190	4.8	2.0	10	31	383

表 13.8-713 0Cr15Ni35W3Ti3Al 合金 γ′相在 700℃时效过程中数量的变化

时效时间/h	γ′/%	时效时间/h	γ′/%
未时效	12.00	3 000	10.68
1 000	12.37	5 000	10.86

7

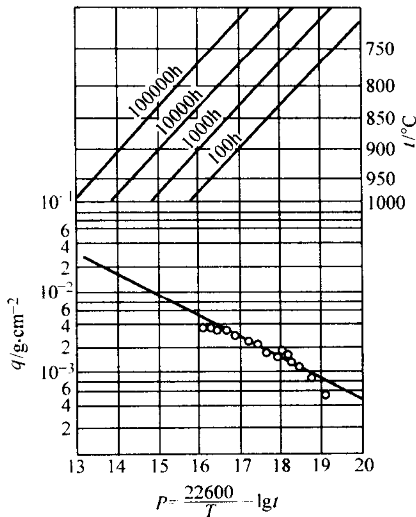


图 13.8-330 ЭИ787 合金在空气中的氧化参数图在 800 和 900℃试验持续时间为 1 000 h
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

2.16 0Cr17Ni4Cu4Nb（17-4PH）

0Cr17Ni4Cu4Nb 钢属于马氏体沉淀硬化不锈钢。该钢耐蚀性高、衰减性能好，易于调整强度级别，焊接工艺简便，尤其是抗腐蚀疲劳性能及抗水滴冲蚀能力优于质量分数为12%Cr 钢，具有良好的综合力学性能。

2.16.1 用途

该钢用做汽轮机低压末级动叶片以及腐蚀环境下，工作温度低于 300℃的结构件。

2.16.2 技术条件

该钢化学成分和力学性能见表 13.8-714 和表 13.8-715。

2.16.3 工艺性能

1）冶炼　该钢冶炼采用真空感应炉 + 电渣重熔。非真空感应炉 + 电渣重熔。冶炼时应严格控制化学成分，特别是铜、铌含量，以免性能明显波动。

2）热加工　该钢热加工工艺见表 13.8-716。

3）热处理　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢属于马氏体沉淀硬化不锈钢，固溶处理后的室温组织为马氏体，经 400 ~ 650℃时效进行沉淀硬化，以析出富铜的析出物达到强化的目的。

表 13.8-714 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢化学成分（质量分数） %

国别	标准和钢号		C ≤	Si ≤	P ≤	S ≤	Mn ≤	Ti ≤	Al ≤	N ≤	Ni	Cr	Cu	Nb + Ta
中国	GB/T 1220—1992 GB/T 1221—1992 0Cr17Ni4Cu4Nb		0.07	1.00	0.035	0.030	1.00				3.00 ~ 5.00	15.00 ~ 17.50	3.00 ~ 5.00	(Nb) 0.15 ~ 0.45
	GB/T 8732—2004 0Cr17Ni4Cu4Nb		0.055	1.00	0.035	0.030	0.50	0.05	0.050	0.05	3.00 ~ 4.50	15.00 ~ 16.00	3.00 ~ 3.70	0.15 ~ 0.35
	工厂标准 17 - 4PH	熔炼分析	0.055	1.00	0.040	0.030	0.50	0.05	0.05	0.05	3.80 ~ 4.50	15.00 ~ 16.00	3.00 ~ 3.70	0.15 ~ 0.35
		产品分析	0.065	1.05	0.045	0.035	0.53	0.10	0.10	0.06	3.73 ~ 4.57	14.80 ~ 16.20	2.90 ~ 3.80	0.10 ~ 0.40
日本	JIS G 4303—81 SUS 630		0.07	1.00	0.040	0.030	1.00				3.00 ~ 5.00	15.50 ~ 17.50	3.00 ~ 5.00	0.15 ~ 0.45
美国	ASTM A 564—83 Type 630		0.07	1.00	0.040	0.030	1.00				3.00 ~ 5.00	15.00 ~ 17.50	3.00 ~ 500	0.15 ~ 0.45

表 13.8-715 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢力学性能

标准及钢号	热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5	ψ	HB	HRC	A_{KV}/J
				%				
GB/T 1221—1992 0Cr17Ni4Cu4Nb	固溶：1 020 ~ 1 060℃快冷 480℃时效，固溶后 470 ~ 490℃空冷 550℃时效；固溶后 540 ~ 560℃空冷 580℃时效；固溶后 570 ~ 590℃空冷 620℃时效；固溶后 610 ~ 630℃空冷	$\sigma_{0.2}$ ≥1 180 ≥1 000 ≥865 ≥725	 ≥1 310 ≥1 060 ≥1 000 ≥930	 ≥10 ≥12 ≥13 ≥16	 ≥40 ≥45 ≥45 ≥50	≤363 ≥375 ≥331 ≥302 ≥277	≤38 ≥40 ≥35 ≥31 ≥28	
ASTMA 564—83 Type 630	S（1 040℃，水或空冷）					≤363	≤38	
	H900（S + 480℃ × 4 h，空冷）	1 172	1 310	10	40	388	40	
	H925（S + 495℃ × 4 h，空冷）	1 069	1 172	10	44	375	38	6.8
	H1025（S + 550℃ × 4 h，空冷）	1 000	1 069	12	45	331	35	20
	H1075（S + 580℃ × 4 h，空冷）	862	1 000	13	45	311	32	27
	H1100（S + 593℃ × 4 h，空冷）	793	965	14	45	302	31	34
	H1150（S + 620℃ × 4 h，空冷）	724	931	16	50	277	28	41
	H1400（S + 760℃ × 4 h 空冷 + 621℃ × 4 h，空冷）	517	793	18	55	255	24	75

续表 13.8-715

标准及钢号	热处理制度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5	ψ	HB	HRC	A_{KV}/J
				%				
JIS303—81 SUS 630	S H900 H1025 H1075 H1150	 1 172 1 000 862 724	 1 310 1 069 1 000 931	 10 12 13 16	 40 45 45 50	≤363 375 331 302 277	≤38 40 35 31 28	
GB/T 8732—2004 0Cr17Ni4Cu4Nb	Ⅰ（S+649℃×4 h，空冷） Ⅱ（S+816℃×30 min，空冷+568℃×3 h，空冷） Ⅲ（S+816℃×30 min，空冷+605℃×5 h，空冷）	590~755 890~980 755~890	890 950~1 020 890~1 030	16 16 16	55 55 55	262~302 293~321 277~311		
工厂标准 17-4PH	H1200（同Ⅰ） H1055（同Ⅱ） H1115（同Ⅲ）	590~765 902~981 765~902	902 951~102 902~971	18 18 18	55 55 55	262~302 293~321 277~311	27~32 31~34 29~33	

表 13.8-716 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢热加工工艺

材料	规格 /mm	入炉温度 /℃	加热温度 /℃	加热时间 /h	均热时间 /min	终加工温度 /℃	锻后冷却及回火
钢锭	ϕ360 ϕ230	≤750 ≤800	1 170~1 200 1 170~1 200	>8 >5	30 20	≤950 ≤950	锻轧后坯材放入烘烤好的坑或箱内缓冷 48 h 后，及时进行 610~670℃高温回火
钢坯	220/155 方 150/85 方	≤850 ≤900	1 150~1 170 1 150~1 170	>2.5 >2	20	≤900 ≤900	

大型汽轮机低压末级扭曲动叶片采用精锻加工，根据不同强度要求，锻后按 H1200、H1055 或 H1115 热处理制度进行固溶和时效处理（见表 13.8-715 中热处理代号）。例如 H1200 热处理即为锻件加热到（1 038±13)℃，均温后保温 0.5 h，空冷至 16~32℃（其冷却速度不低于 14℃/min），在室温下停留足够时间以保证冷透，再将它放入已加热至 (649±5)℃的炉中，时效 4 h，最后空冷至室温 16~32℃。

热处理过的锻件应具有均匀的回火马氏体，晶粒度为 ASTM6级或更细，条状和块状的 δ 铁素体平均量不超过 5%（体积分数），情况最坏的视野中不超过 10%。

采用二次固溶处理的目的在于增加奥氏体的稳定性，产生更多的奥氏体，细化原奥氏体晶粒以及细化板条状马氏体的板条。这主要是为了提高钢的韧性，并有助于疲劳-腐蚀疲劳，以及抗应力腐蚀性能的提高。大型汽轮机末级叶片一般采用 H1115 二次固溶加 650℃时效处理。

2.16.4 性能

1）物理性能 该钢经不同热处理后钢的物理性能见表 13.8-717~表 13.8-720。

表 13.8-717 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢物理性能

<table>
<tr><td rowspan="2">项 目</td><td colspan="15">热处理制度</td></tr>
<tr><td colspan="8">S</td><td colspan="7">H900</td></tr>
<tr><td>密度 ρ/g·cm^{-3}</td><td colspan="8">7.78</td><td colspan="7"></td></tr>
<tr><td rowspan="2">比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}</td><td>-17.8℃</td><td>93℃</td><td>204℃</td><td>427℃</td><td>600℃</td><td>760℃</td><td>871℃</td><td>1 038℃</td><td colspan="7" rowspan="2"></td></tr>
<tr><td>0.419</td><td>0.456</td><td>0.519</td><td>0.666</td><td>0.804</td><td>0.553</td><td>0.599</td><td>0.670</td></tr>
<tr><td rowspan="2">线胀系数(与 21℃之间) α_l/10^{-6}K^{-1}</td><td colspan="2">149℃</td><td colspan="2">204℃</td><td colspan="2">316℃</td><td colspan="2">427℃</td><td>93℃</td><td>204℃</td><td>316℃</td><td>427℃</td><td>538℃</td><td>704℃</td><td>371℃</td></tr>
<tr><td colspan="2">10.8</td><td colspan="2">10.9</td><td colspan="2">11.1</td><td colspan="2">11.3</td><td>11.4</td><td>11.8</td><td>11.6</td><td>11.4</td><td>11.5</td><td>11.6</td><td>11.4</td></tr>
<tr><td rowspan="2">热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}</td><td colspan="8" rowspan="2"></td><td colspan="2">149℃</td><td colspan="2">260℃</td><td colspan="2">460℃</td><td>482℃</td></tr>
<tr><td colspan="2">17.8</td><td colspan="2">19.4</td><td colspan="2">22.5</td><td>22.7</td></tr>
<tr><td rowspan="2">弹性模量 E/GPa</td><td colspan="2">93℃</td><td colspan="2">204℃</td><td colspan="2">316℃</td><td>427℃</td><td>538℃</td><td colspan="7" rowspan="2"></td></tr>
<tr><td colspan="2">196</td><td colspan="2">191</td><td colspan="2">184</td><td>171</td><td>158</td></tr>
<tr><td>电阻率（室温）ρ /Ω·mm^2·m^{-1}</td><td colspan="8">0.98</td><td colspan="3">熔化温度</td><td colspan="4">1 400~1 440℃</td></tr>
</table>

表 13.8-718 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	剪切模量 G/GPa	泊松比 μ	比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}
7.78	77.3	0.27	480℃时效态 502

相变点	A_{C1}	A_{C3}	M_S	M_f
温度/℃	670	740	140	32

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600
弹性模量 E/GPa	213	210	205	198	190		
线胀系数(与20℃之间) α_l/$10^{-6}K^{-1}$		11.10	11.50	11.78	12.20	12.58	12.74
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	15.9	17.2	18.8	20.1	21.4	23.0	

表 13.8-719 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢磁导率 μ

材料状态	下列条件时的 μ/10^{-6}H·m^{-1}		μ_{max}/10^{-6}H·m^{-1}
	7 958 A/m	15 316 A/m	
固溶状态	93	60	119
480℃时效	126	75	197

2）衰减性能　该钢衰减性能见表 13.8-721。

3）力学性能

① 室温力学性能见表 13.8-722 和表 13.8-723。

② 时效温度对固溶钢力学性能的影响见表 13.8-724 和表 13.8-725。

③ 高温力学性能见表 13.8-726～表 13.8-729。

④ 不同热处理制度下的高温力学性能如图 13.8-331 所示。

表 13.8-720 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢物理性能（热处理状态 H1200）

项目							
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.78						
泊松比 μ	0.27						
线胀系数（与25℃之间）	90℃	205℃	315℃	425℃	540℃	650℃	
α_l/$10^{-6}K^{-1}$	12.05	12.42	12.77	13.13	13.33	13.50	
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	23（150℃）						
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	0.42（25℃）						
弹性模量 E/GPa	25℃	90℃	205℃	315℃	425℃	540℃	650℃
	200	195	190	186	174	155	116
切变模量 G/GPa	77.3						

表 13.8-721 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢衰减性能

热处理制度	试验方法	应力 /MPa	对数衰减率 /10^{-2}
1 038℃×1 h空冷，816℃×0.5 h空冷，595℃×5 h空冷	电磁激振自由衰减法，单臂弯曲振动	32.05	0.133
		41.45	0.137
		45.77	0.162
		50.57	0.144
		51.06	0.174
		53.51	0.179
		70.36	0.205
		72.52	0.212
		73.89	0.177
		81.63	0.197
		86.24	0.213
		92.32	0.182
		95.06	0.197
		107.21	0.229

表 13.8-722 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温力学性能

热处理制度［S处理（1 050℃30 min油冷）后时效］	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_K	HRC
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
未时效	770	1 050	13	54	85	2
S+470℃×1 h空冷	1 250	1 400	12	48	50	44
S+500℃×4 h空冷	1 230	1 330	14	54	70	42
S+550℃×4 h空冷	1 160	1 190	15	56	108	38
S+580℃×4 h空冷	1 050	1 160	16	58	110	36
S+620℃×4 h空冷	870	1 010	19	60	140	33

表 13.8-723 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温力学性能

热处理制度	σ_s	σ_b	δ_4	ψ	a_{KV}	HB
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
固溶：(1 380±13)℃×1 h空冷 时效：(649±5)℃×4 h空冷	747	993	18	62	185	304
固溶：(1 038±13)℃×1 h空冷 中间时效：(816±5)℃×0.5 h空冷 最终时效：(605±5)℃×5 h空冷	738	883	24	70	227	287

注：空冷速度≥14℃/min。

表 13.8-724 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢时效温度对一次固溶钢力学性能的影响

固溶状态	时效温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 040℃×1 h 空冷	200	980	1 365	15.6	64.3	19
	250	1 057	1 368	15.9	65.8	21
	300	1 052	1 375	15.5	66.8	30
	350	1 085	1 452	14.9	64.3	30
	400	1 235	1 588	13.2	63.8	61
	450	1 455	1 692	10.7	56.0	10
	500	1 470	1 710	9.8	56.8	37
	550	1 213	1 450	11.3	59.5	57
	600	1 180	1 372	14.6	59.5	108
	650	1 065	1 252	15.5	61.8	166

⑤ 冲击韧性及回火温度对冲击韧度的影响见表 13.8-730～表 13.8-733 和图 13.8-332。

⑥ 缺口敏感性见表 13.8-734。

4）疲劳性能 该钢室温旋转弯曲疲劳性能见表 13.8-735～表 13.8-737。室温拉压疲劳性能见表 13.8-738 和表 13.8-739。腐蚀疲劳性能见表 13.8-740。

5）持久强度、蠕变极限 该钢持久强度、蠕变极限见表 13.8-741 和表 13.8-742。

6）化学性能 该钢耐腐蚀性能见表 13.8-743 和表 13.8-744。中温抗氧化性能与奥氏体不锈钢相近。

表 13.8-725 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢时效温度和时间对二次固溶钢力学性能的影响

固溶状态	时 效	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB	a_{KV}
		MPa		%			/J·cm^{-2}
1 040℃×1 h 空冷 + 816℃×0.5 h 空冷	500℃×3 h 空冷	1 195	1 400	11.6	64.0	369.5	155
	535℃×3 h 空冷	1 060	1 280	14.7	64.0	332.0	171
	570℃×3 h 空冷	1 005	1 202	15.0	66.5	311.0	187
	605℃×3 h 空冷	988	1 165	16.9	67.2	306.5	195
	640℃×3 h 空冷	865	1 095	19.4	68.2	277.0	208
	500℃×5 h 空冷	990	1 145	14.7	64.0	340.0	159
	535℃×5 h 空冷	905	1 078	16.7	64.5	316.0	151
	570℃×5 h 空冷	870	1 053	17.0	66.0	306.5	170
	605℃×5 h 空冷	808	985	19.2	67.8	295.0	192
	640℃×5 h 空冷	755	955	19.5	68.2		193

表 13.8-726 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	a_{KV}
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 050℃固溶 + 550℃时效 2 h	室温	1 110	1 180	12.8	51.0	50
	100	1 040	1 130	11.0	45.2	
	200	915	1 050	10.2		80
	300	915	1 005	8.0	45.2	99
	400	885	955	8.0	37.6	99
	500	660	785	8.2	45.2	75
1 050℃固溶 + 780℃回火 1 h + 550℃回火 2 h	室温	840	935	18.2	62.8	91
	100	810	910	16.8	61.6	
	200	765	845	15.0	60.3	112
	300	730	790	13.4	59.0	104
	400	685	760	11.8	45.2	124
	500	560	645	14.0	57.8	100

表 13.8-727 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢高温强度和塑性

化学成分（质量分数） /%	试验温度 /℃	σ_b /MPa	δ	ψ	备注
			%		
C 0.03 Si 0.47 Mn 0.28 S 0.002 P 0.011 Cr 15.75 Ni 4.10 Cu 3.46 Nb 0.23 Ti 0.010	900	136.5	28.9	53.65	
	950	65.0	62.75	57.9	
	1 000	52.0	50.5	62.1	
	1 050	41.8	72.8	62.8	
	1 100	30.4	79.5	65.4	断口对不齐
	1 150	21.7	67.1		断口对不齐
	1 200	16.0	75.2		断口对不齐
	1 220	15.0	65.05		

表 13.8-728 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_4	ψ
		MPa		%	
1 040℃×1 h 空冷 + 640℃×4 h 空冷	20	738	917	26	74
	80	733	858	24	75
	100	738	848	24	74
	200	716	794	21	73
	300	682	760	19	71
	350	662	745	16	71
	400	655	724	15	68
	500	569	584	20	71
	600	456	471	25	81

表 13.8-729 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢经 H1115 热处理后的高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	E	δ_5	ψ
		MPa		GPa	%	
H1115 热处理：1 040℃固溶 + 816℃固溶 + 605℃回火 5 h 空冷	室温	797	未拉断	210		
	93	825	903	202	18.6	68.1
	204	803	854	200	15.0	65.5
	315	779	821	173	12.6	60.1
	427	695	740	171	13.7	61.2
	538	550	585	137	18.7	71.8
	649	305	345	95	65.2	79.5

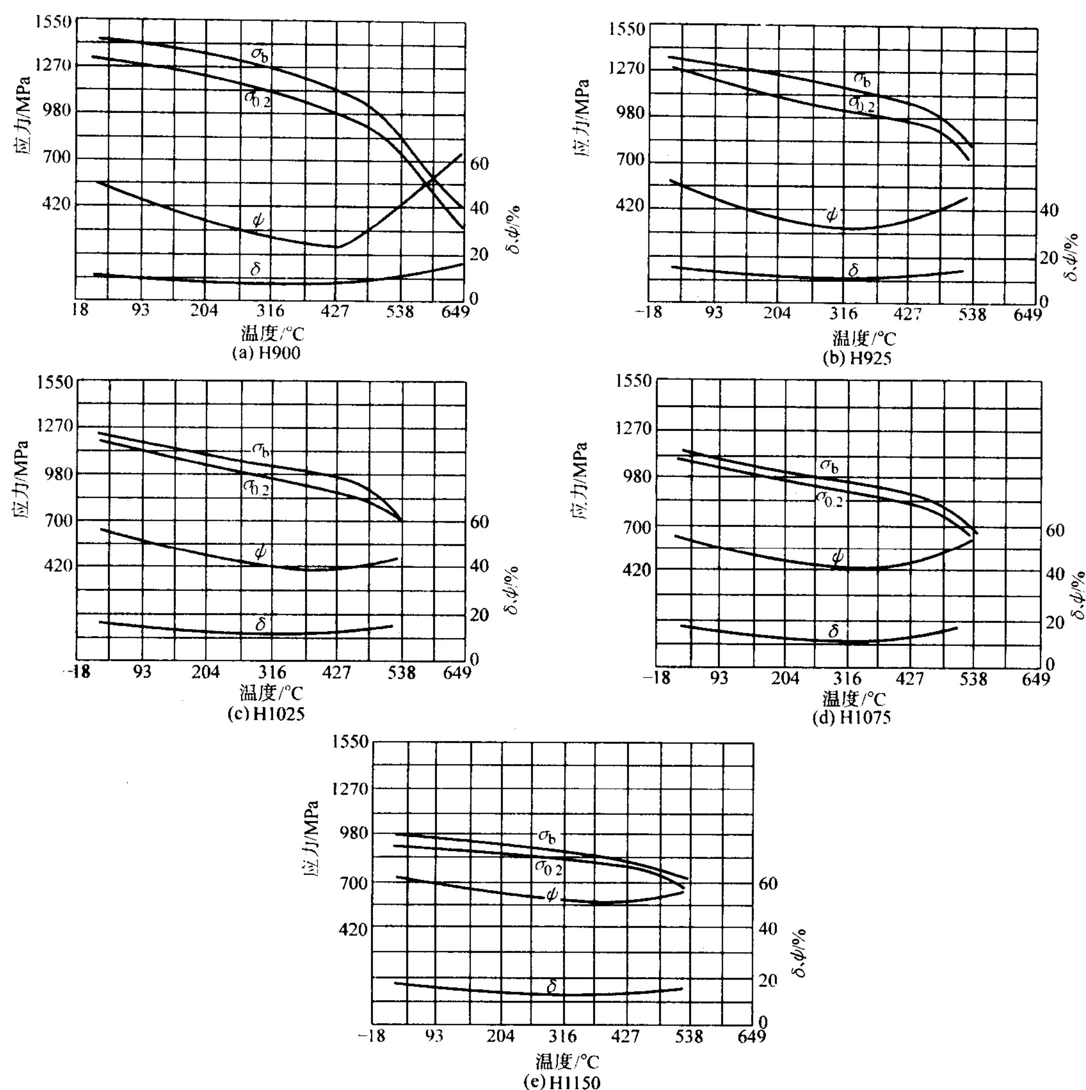


图 13.8-331 17－4PH 钢不同热处理制度下的高温力学性能

表 13.8-730 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢低温冲击韧度及 FATT

热处理制度	试验温度/℃	A_{KV}/J			FATT/℃
1 040℃ × 1 h 空冷 + 640℃ × 4 h 空冷	100	153	166		－65
	60	141	156		
	20	139	140		
	0	128	119	137	
	－10	131			
	－20	114	137	147	
	－40	106	94	82	
	－60	78	69	62	
	－70	92	73	57	
	－80	41	33	31	
	－90	26	20	17	
	液氮	7	5	5	

热处理制度	试验温度/℃	A_{KV}/J			FATT/℃
1 038℃ × 1 h 空冷，816℃ × 0.5 h 空冷，595℃ × 5 h 空冷	0	166	166		－88
	－20	166	150		
	－40	150	155		
	－60	118	105	110	
	－70	88	100	105	
	－80	64	71	75	
	－90	54	55	58	
	－100	48	48	49	
	－110	41	43	49	
	－120	30	31	35	
	－195	30	28	33	

表 13.8-731 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢经 H1115 热处理后的低温冲击韧度

试验温度/℃	－196	－110	－105	－90	－70	－60	－40	0	28
a_{KV}/J·cm^{-2}	47	97	83	92	91	129	14	159	174

表 13.8-732 不同时效温度对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢冲击韧度的影响（时效前经 1 040℃ × 1 h 空冷）

时效温度/℃	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
a_{KV}/kJ·m^{-2}	186	206	294	294	598	98	363	559	1 059	1 628

表 13.8-733　不同时效制度对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢冲击韧度的影响

时效温度/℃	500	535	570	605	640	500	535	570	605	640
时效时间/h	3					5				
a_{KV}/kJ·m^{-2}	1 520	1 680	1 830	1 910	2 040	1 560	1 480	1 670	1 880	1 890

注：时效前经 1 040℃ × 1 h 空冷，816℃ × 0.5 h 空冷。

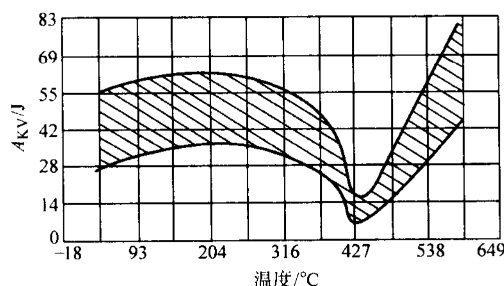


图 13.8-332　17－4PH 钢回火温度对室温冲击吸收功的影响

表 13.8-734　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢缺口敏感性

热处理制度	试验温度/℃	光滑试样 $\sigma_{0.2}$/MPa	光滑试样 σ_b/MPa	光滑试样 δ/%	光滑试样 ψ/%	缺口试样 σ_b/MPa	光滑试样 σ_{10^2}/MPa	缺口试样 σ_{10^2}/MPa	光滑试样 σ_{10^3}/MPa	缺口试样 σ_{10^3}/MPa
H925	24	1 280	1 350	14	52	2 180				
	316	1 020	1 165	11	32	1 640				
	371	998	1 130	11	33	1 535				
	427	977	1 090	10	34	1 470				
	482	900	1 020	10	35	1 400				
	538	724	816	13	45	1 210				
H1075	24	1 120	1 155	16	54	1 815				
	316	928	970	9	38	1 460	844	1 055	837	
	371	893	942	9	33	1 365	816	1 010	809	1 050
	427	858	900	10	30	1 295	710	977	661	1 005
	482	773	809	11	38	1 225	562	703	478	963
	538	661	696	16	55	1 110				689
H1150	316						956	1 195	949	1 195
	371						914	1 125	900	1 125
	427						773	1 020	731	1 020
	482						591	773	492	738

表 13.8-735　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温旋转弯曲疲劳性能

热处理制度	应力/MPa	循环周次 N	热处理制度	应力/MPa	循环周次 N
(1 038 ± 13)℃ × 1 h 空冷 (≥14℃/min) + (649 ± 5)℃ × 4 h 空冷	444	$>10^7$	(1 038 + 13)℃ × 1 h 空冷 (≥14℃/min) + (649 ± 5)℃ × 4 h 空冷	493	9.5×10^5
	468	2.26×10^6		518	7.3×10^5
	468	$>10^7$		545	2.1×10^5
	468	$>10^7$		570	3.85×10^5
	468	$>10^7$		570	2.38×10^5
	468	$>10^7$		600	1.15×10^5

表 13.8-736　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温旋转弯曲疲劳性能

σ_{max}/MPa	$N/10^3$ 周	
$K_t=1$　$R=-1$		
637	53	试样 1 040℃ × 1 h 空冷，816℃ × 0.5 h 空冷，650℃ × 5 h 空冷
588	545，249	
549	741，628，98.8，>10 000	
520	>12 000，602，>10 000	指定寿命 $N=10^7$，$\sigma=$ 500 MPa
500	>14 000，>14 000	

表 13.8-737　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢经 H1115 热处理后的疲劳性能

疲劳类型	应力 σ/MPa	总循环次数 N
光滑试样旋转弯曲疲劳（频率 5 000 次/min）	650	5.3×10^4
	600	5.45×10^5
	600	2.49×10^5
	560	7.41×10^5
	560	6.28×10^5
	560	9.88×10^4
	560	$>1\times10^7$
	530	$>1.2\times10^7$
	530	6.02×10^5
光滑试旋转弯曲疲劳（频率 500 次/min）	530	$>1\times10^7$
	510	$>1.4\times10^7$
	510	$>1.4\times10^7$
拉压疲劳（正弦波、轴向载荷控制、频率 10 Hz、$R=-1$）	560	1.44×10^5
	560	1.8×10^5
	530	3.6×10^5
	530	3.24×10^5
	490	4.98×10^5
	490	4.71×10^5

表 13.8-738　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温拉压疲劳

热处理制度	应力比 $R=\infty$ σ/MPa	应力比 $R=\infty$ N/次	应力比 $R=2$ σ/MPa	应力比 $R=2$ N/次	应力比 $R=2/3$ σ/MPa	应力比 $R=2/3$ N/次
(1 038 ± 13)℃ × 1 h 空冷 (≥14℃/min) + (649 ± 5)℃ × 4 h 空冷	568	1.96×10^5	480	5.7×10^4	314	7.1×10^4
	539	3.7×10^5	441	2.8×10^5	284	8.8×10^4
	514	6.29×10^5	412	9.89×10^5	269	1.24×10^5
	490	1.46×10^5	382	6.02×10^5	255	9.75×10^5
	470	1.618×10^6	363	1.96×10^6	245	7.09×10^5
	451	5.6×10^6	363	5.64×10^5	235	1.494×10^6
	441	$>1.101\,9\times10^7$	353	$>1.08\times10^7$	225	4.08×10^5
	441	$>1\times10^7$			225	$>1.045\times10^7$

续表 13.8-738

热处理制度	应力比 $R=\infty$		应力比 $R=2$		应力比 $R=2/3$	
	σ/MPa	N/次	σ/MPa	N/次	σ/MPa	N/次
(1 038±13)℃×1 h空冷(≥14℃/min)+(816±5)℃×0.5 h空冷（≥14℃/min）+(605±5)℃×5 h空冷	490	$>4.726\times10^6$	471	0.391×10^6	294	0.247×10^6
	471	$>1\times10^7$	451	0.861×10^6	279	0.249×10^6
	500	0.137×10^6	431	1.213×10^6	265	$>1\times10^7$
	490	$>1\times10^7$	402	$>1\times10^7$	279	$>0.216\times10^6$
	510	$0.783\ 5\times10^6$	422	$>1\times10^7$	279	$>1\times10^7$
	490	3.672×10^6	422	$>1\times10^7$	294	6.522×10^6
	471	$>1\times10^7$				
		$>1\times10^7$				
	490	2.613×10^6				
	530	$0.963\ 1\times10^5$				

表 13.8-739 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢低周拉压疲劳性能
($f=0.16$ Hz)

试验方法	σ_{max}/MPa	$N/10^3$ 周		$\overline{X}$	标准差 S	$N_{50}/10^3$ 周
$K_t=1$ $R=-1$						
成组试验	549	144	180	5.207	0.069	161
	519	360	324	5.533	0.032	341
	481	498	471	5.685	0.017	484

注：1 040℃×1 h AC，816℃×0.5 h AC，650℃×5 h AC。

表 13.8-740 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢条件腐蚀疲劳极限

热处理制度	介质	σ_{-1}/MPa（指定寿命 10^7）
(1 038±13)℃×1 h空冷(≥14℃/min)+（649±5)℃×4 h空冷	22% NaCl 水溶液(80℃)	206
	大气	468
	3% NaCl 水溶液（80℃）	255
(1 038±13)℃×1 h空冷(≥14℃/min)+(816±5)℃×0.5 h空冷(≥14℃/min)+(605±5)℃×5 h空冷	3% NaCl 水溶液（80℃）	324

表 13.8-741 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢不同热处理制度下的持久强度

试验温度/℃	断裂时间/h	热处理制度	应力/MPa	δ	ψ
				%	
330	100	H925	1 145	3.0	13.0
		H1075	963	3.5	14.5
		H1150	865	5.5	17.5
	1 000	H925	1 125	2.5	12.0
		H1075	942	3.0	14.5
		H1150	858	4.5	16.5

续表 13.8-741

试验温度/℃	断裂时间/h	热处理制度	应力/MPa	δ	ψ
				%	
371	100	H900	1 095	3.0	7.0
		H925	1 085	3.0	13.5
		H1075	886	4.0	15.5
		H1150	802	6.5	19.0
	1 000	H900	1 055	2.0	6.0
		H925	1 060	2.5	12.5
		H1075	865	3.5	15.0
		H1150	780	5.5	18.0
427	100	H900	984	4.0	8.0
		H925	900	3.5	13.5
		H1075	759	6.0	16.0
		H1150	703	6.5	25.0
	1 000	H900	900	4.0	6.0
		H925	851	3.0	13.0
		H1075	724	5.5	15.0
		H1150	661	6.0	20.0
482	100	H900	668	5.0	9.0
		H1150	562	9.0	40.0
	1 000	H900	442	12.0	25.0
		H1150	499	9.0	36.0

表 13.8-742 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢持久强度和蠕变极限

热处理制度	温度/℃	$\sigma_{1\times10^2}$	$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
		MPa				
H900	316	1 125	1 100	998	990	745
	371	1 041	1 025	844	830	562
	427	963	816	352	350	
	482	647	415			

表 13.8-743 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢耐腐蚀性能（一）

介质条件		5% H_2SO_4 沸腾 8 h	10% H_2SO_4 室温 48 h	40% HNO_3 沸腾 8 h	10% HCl 30℃48 h	80% CH_3COOH 沸腾 8 h
腐蚀速度 /$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	退火	178	4.58	0.25	0.51	0.83
		178	4.69	0.28	0.50	0.79
	时效	431	6.30	0.31	0.50	0.10
		427	6.27	0.27	0.49	0.15

表 13.8-744 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢耐腐蚀性能（二）

介质条件	饱和 H_2S 室温×48 h	65% HNO_3 沸腾	70% HNO_3 40℃×100 h	30% H_2SO_4 40℃×100 h	1.8% H_2SO_4 室温×100 h	饱和 $(NH_4)_2SO_4$ +5% H_2SO_4	98% CH_3COOH 40℃×100 h
腐蚀速度 /$g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	0	3.475 7	0.001 2	67.140 8	0.007 7	0.258	0

3 紧固件、转子、弹簧用耐热钢

3.1 35CrMo

35CrMo 钢强度高、韧性好、有较好的淬透性，冷变形能力中等，切削性能尚可。在高温下有较高的蠕变强度和持久强度，可在 500℃下长期工作。

3.1.1 用途

该钢用于制造承受冲击、震动、弯曲、扭转载荷的零件，例如汽轮机主轴、叶轮、紧固件、曲轴等，以及工作温度在 510℃以下的螺母和 480℃以下的螺栓。

3.1.2 技术条件

（1）化学成分

35CrMo 钢技术条件规定的化学成分见表 13.8-745。

表 13.8-745 35CrMo 钢化学成分（质量分数） %

技术条件	钢类	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
GB/T 3077—1999	优质钢	0.32～0.40	0.17～0.37	0.40～0.70	0.80～1.10	0.15～0.25	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.035
	高级优质钢							≤0.25	≤0.025	≤0.025

（2）力学性能

35CrMo 钢技术条件规定的力学性能见表 13.8-746。

表 13.8-746 35CrMo 钢力学性能

技术条件	热处理制度	截面厚度 /mm	取样位置	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ/%	ψ/%	a_{KV} /$J\cdot cm^{-2}$	HB
				≥	≥	≥	≥	≥	
GB/T 3077—1999	850℃油冷，550℃水或油冷	≤80	纵向	834	981	12	45	78	（退火状态）≤229
工厂标准	860～880℃油冷，560～580℃空冷	≤70	R/3	686	834	12	40	59	269～321
		≤100	R/3	588	765	15	40	59	234～285
			切向	588	765	14	35	39	
JB 1271—85	调质	101～300		441	637	11	30	34	
		301～500		392	588	10	24	29	
		501～800		343	539	9	20	25	

3.1.3 工艺性能

1）冶炼方法 电弧炉或电弧炉加电渣炉重熔。

2）热加工 热加工开始温度为 1 150℃，终止温度为 850℃，尺寸大于 50 mm 锻件锻后缓冷。

3）热处理 退火 820～840℃（HB≤241），正火 830～860℃空冷（HB≤400），高温回火 680～720℃空冷（HB≤250），淬火 820～850℃水或油冷，回火 200～650℃（视情况而定）。调质后金相组织为回火索氏体（550℃回火油冷）。

4）焊接 焊接受到限制。手工焊可用 J857－Cr 焊条，焊前需 150～400℃预热，焊后立即回火。

3.1.4 性能

1）物理性能 35CrMo 钢的物理性能见表 13.8-747。

表 13.8-747 35CrMo 钢物理性能

密度 ρ/$g\cdot cm^{-3}$	熔点/℃	临界点 /℃		M_s	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
7.87，7.82	1 403			271	744 755	792 800	728 750	628 695
温度/℃	室温	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
弹性模量 E/GPa	213 218	209 216	205	199 205	181 195	177 186	192 （450℃）	
切变模量 G/GPa	82.4	81.4	79.5	77.5	70.6	68.7		
泊松比 μ	0.286	0.288	0.288	0.293	0.281	0.295		

续表 13.8-747

密度 ρ/g·cm^{-3}	熔点/℃	临界点/℃		M_s	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
7.87，7.82	1 403			271	744 755	792 800	728 750	628 695
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		47.7 40.6	47.7 39.8	44.0 38.5	41.0 37.3	38.1	35.6	33.1
热扩散率 a/10^{6}m^2·s^{-1}		10.8	10.1	9.10	7.90	6.70	5.80	
电阻率 ρ/10$^{-6}\Omega$·m		0.260	0.330	0.415	0.517	0.633	0.763	0.909
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		561	599	611	657	716	779	
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}		12.5 12.3	13.1 12.6	13.6	14.0 13.9	14.3	14.6 14.6	14.8

2）许用应力 35CrMo 钢螺栓和锻件的许用应力见表 13.8-748。

表 13.8-748 35CrMo 钢螺栓和锻件许用应力

品种	规格/mm	σ_s	σ_b	在下列温度（℃）下的许用应力/MPa													
		MPa		≤20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	520	540
锻件		441	618	206	206	206	206	206	206	206	199	191	150	111	78	56	36
螺栓	< M24	735	834	210	190	185	179	177	174	166	154	147	140	111	78		
	M24 ~ 48	686	804	228	206	199	196	193	189	179	170	162	150	111	78		
	> M48 ~ 80	686	804	254	228	222	218	215	211	200	189	179	150	111	78		
	> M80 ~ 105	588	735	218	196	189	185	181	178	171	160	153	145	111	78		

3）C 曲线 35CrMo 钢的等温转变曲线如图 13.8-333 所示，连续冷却曲线如图 13.8-334 所示。

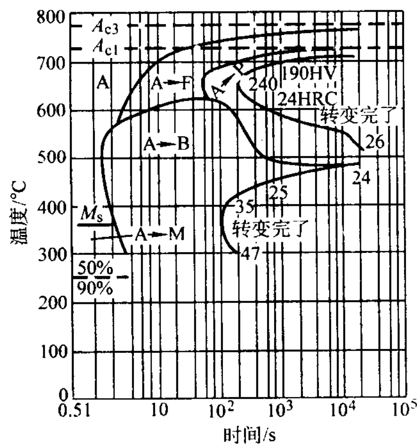


图 13.8-333 35CrMo 钢等温转变曲线

试验钢化学成分（质量分数）/% C0.38、Si0.23、Mn0.64、Cr0.99、Mo0.16 奥氏体化温度 860℃

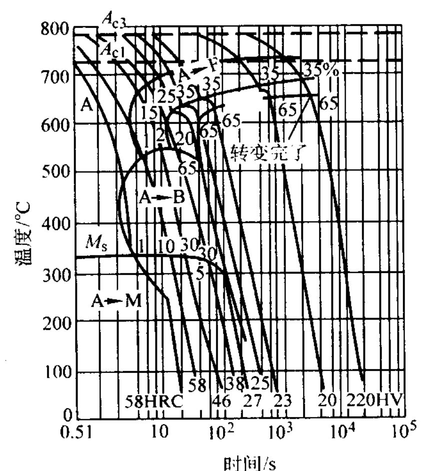


图 13.8-334 35CrMo 钢连续冷却转变曲线

试验钢化学成分（质量分数）/% C0.38、Si0.23、Mn0.64、Cr0.99、Mo0.16 奥氏体化温度 860℃

4）力学性能 35CrMo 钢不同热处理状态下的室温力学性能见表 13.8-749 和表 13.8-750。高温力学性能见表 13.8-751，低温冲击韧性见表 13.8-752。

表 13.8-749 35CrMo 钢力学性能

热处理制度	试样情况	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	A_{KV} /J	$\tau_{0.3}$	τ_b	HB
		MPa		%				MPa		
850℃油淬，550℃回火油冷	ϕ20 棒材	820	924	18	66	167		427	757	275
（820 ~ 850℃）× 40 min 水淬（空气中预冷 1 min）；560 ~ 620℃回火，水冷	钻杆接头	781	927 1 197 （缺口）	19	64	139	88			266

5）蠕变极限 35CrMo 钢的蠕变极限见表 13.8-753。

6）断裂韧性 35CrMo 钢的 J_{IC} 数据见表 13.8-754。

7）疲劳极限 35CrMo 钢疲劳极限见表 13.8-755，疲劳裂纹扩展门槛值见表 13.8-756，P－σ－N 曲线如图 13.8-335 所示。

8）抗松弛性能 35CrMo 钢抗松弛性能见表 13.8-757。

表 13.8-750　35CrMo 钢力学性能

截面尺寸/mm	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/J·cm^{-2}
		MPa		%		
ϕ200	860℃油冷，580～600℃回火	618～652	787～827	17.7～19.0	59.2～60.7	145、110 162、158
ϕ425	860℃油冷，570℃回火	540～540	755～755	15.0～15.0	47.5～53.5	68、74
ϕ600	890℃油冷，610℃回火	505～540	715～740	20.0～20.0	64.0～64.0	120、130

表 13.8-751　35CrMo 钢高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB
		MPa					
860℃退火	20	366	682	22.3	55.2	90	179
	400	307	658	26.0	75.0	117	
	450	277	556	27.5	80.6	116	
	500	269	492	28.8	84.8	144	
880℃正火，650℃回火	20	534	713	22.0	68.7	162	207
	400	430	662	26.0	75.0	152	
	450	409	550	23.8	80.0	139	
	500	393	476	25.0	84.2	124	
880℃淬火，650℃回火	20	787	895	22.6	66.0	198	269
	400	587	748	22.8	70.7	170	
	450	566	683	22.9	78.2	137	
	500	497	557	23.3	85.8	126	

表 13.8-752　35CrMo 钢低温冲击韧度

试样状态	σ_b/MPa	在下列温度(℃)的冲击韧性 a_K/J·cm^{-2}						
		+20	－20	－50	－80	－100	－140	－183
830℃油淬，640～650℃回火	829	>171	172	160	132	91	54	50
830℃油淬，580℃回火	971	143	135	134	735	60	44	36

表 13.8-753　35CrMo 钢蠕变极限

温度/℃	450	500	550
$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	157	83.3	49
$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	103	49	24.5

注：850℃淬火，620℃回火。

表 13.8-754　35CrMo 钢 J_{IC} 数据
（试样 20 mm×24 mm×96 mm）

J_{IC}/N·mm^{-1}	26.31	28.19	47.78	34.37	36.87
J_{IC}(平均)/N·mm^{-1}	34.7		$S_{y,max}$		13.1

注：850℃油淬，550℃回火。

表 13.8-755　35CrMo 钢疲劳极限

热处理制度	σ_b	σ_{-1}	σ_{-1K}	τ_{-1K}	备注
	MPa				
870℃油淬，200℃回火	1 600	650			
870℃油淬，400℃回火	1 450	600			
870℃油淬，600℃回火	1 050	450			
	944	470	250		钢坯直径 ϕ80 mm
	1 054	510	240	280	钢坯直径 ϕ20 mm

表 13.8-756　35CrMo 钢疲劳裂纹扩展门槛值

参　数		1	2	3
ΔP_{K-1}	/kN	2.12	2.35	2.12
ΔP_K	/kN	1.91	2.12	1.91
α_{K-1}	/mm	14.15	14.08	15.07
α_K	/mm	14.47	14.33	15.23
ΔK_{K-1}	/MPa·m$^{1/2}$	5.49	6.15	5.89
ΔK_K	/MPa·m$^{1/2}$	5.24	5.75	5.13
$\Delta K_{th}=\dfrac{\Delta K_{K-1}+\Delta K_K}{2}$	/MPa·m$^{1/2}$	5.37	5.95	5.60

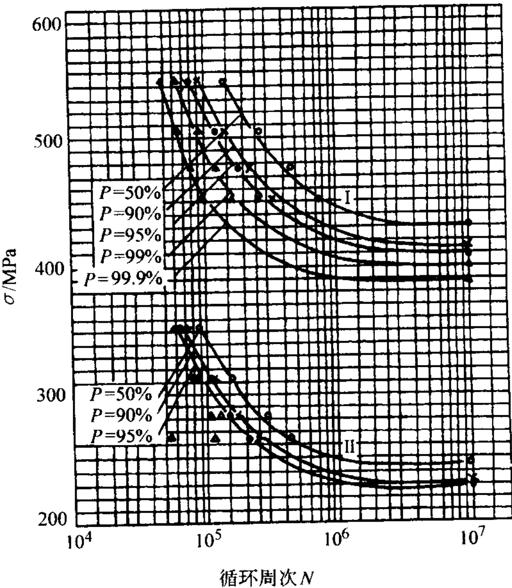


图 13.8-335　35CrMo 钢 $P-\sigma-N$ 曲线
Ⅰ-光滑试样；Ⅱ-缺口试样

表 13.8-757　35CrMo 钢抗松弛性能

热处理制度	HB	试验温度/℃	σ_0/MPa	在下列时间（h）内的剩余应力/MPa							
				25	100	500	1 000	2 000	3 000	5 000	10 000
880℃正火，650℃回火 2 h	207	450	150	103	98	85	83	79	75	(71)	(58)
		450	250	165	150	130	123	117	112.5	(102)	(82)
1 000℃正火，650℃回火 2 h	217	450	150	114	109	101	98	94	92	(83)	(70)
		450	250	197	182	171	162	152	149	(132)	(105)

续表 13.8-757

热处理制度	HB	试验温度/℃	σ_0/MPa	在下列时间（h）内的剩余应力/MPa							
				25	100	500	1 000	2 000	3 000	5 000	10 000
880℃淬油，650℃回火 2 h	269	400	150	102	89	68	65	59	57	(53)	(45)
		400	250	165	138	106	99	88	84	(77)	(64)
		400	350	224	190	136	120	111	109	(98)	(82)
		400	150	94	83	66	61.5	57	54	(47)	(33)
		450	250	147	123	93	87	81	78	(68)	(52)

3.2 35CrMoV（35CrMoVA）

35CrMoV钢由于加入了钒，使淬透性和高温强度都超过了35CrMo钢，因而能用来制造尺寸较大，强度较高的锻件。该钢生产中有时出现冲击韧性不稳定的现象，其原因受多方面影响，例如冶炼夹杂、锻造过热等。在热处理时，若采用水－油淬火，对提高冲击值有好的效果。钢在550℃时蠕变极限和持久强度均超过35CrMo，但经5 000 h时效后，其力学性能急剧下降，因此使用温度不得高于500～520℃。

3.2.1 用途

该钢用于制造工作温度500～520℃以下的转子、叶轮、发电机护环锻件及其他高应力下工作的重要零件及齿轮等。

3.2.2 技术条件

该钢的化学成分和力学性能见表13.8-758和表13.8-759。

表 13.8-758 化学成分（质量分数） %

钢号	技术条件		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	P	S
35CrMoV 35CrMoVA	GB/T 3077—1999	优质钢	0.30～0.38	0.17～0.37	0.40～0.70	1.00～1.30	0.20～0.30	0.10～0.20	≤0.30	≤0.30	≤0.035	≤0.03
		高级优质钢								≤0.25	≤0.025	≤0.025
35CrMoV	JB/T 1266—1985 附录A 补充件		0.30～0.38	0.17～0.37	0.40～0.70	1.00～1.30	0.20～0.30	0.10～0.20	≤0.30	≤0.20	≤0.020	≤0.025
35CMV	JB/T 1266—1993		0.30～0.40	0.17～0.37	0.40～0.70	1.00～1.30	0.20～0.30	0.10～0.20	≤0.30	≤0.20	≤0.020	≤0.020
允许偏差	JB/T 1266—1993		±0.02	±0.02	±0.03	±0.05	±0.02	±0.01	±0.03	±0.02	+0.005	+0.005

表 13.8-759 35CrMoV钢力学性能

技术条件	热处理制度	用途	截面厚度/mm	取样位置	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB	FATT/℃
					MPa		%				
					≥						
GB/T 3077—1999	900℃油冷，630℃回火水或油冷		≤80		932	1 079	10	50	88	（退火状态）≤241	
JB/T 1266—1985 附录A 补充件	Q45	轮盘及叶轮			441	588	18	40	49	（$FATT_{50}$）40℃	
	Q50				490	637	17				
	Q55				539	686	16				
	Q60				588	716	16				
工厂标准	800～900℃油冷，640～660℃回火空冷或油冷	叶轮	≤120	切向	686	814	13	35	39	255～302	
			121～200	切向	637	785	14	35	49	241～285	
			201～250	切向	588	765	14	35	49		
JB/T 1266—1993	锻件强度级别 440 MPa				440	590	18	40	A_{KV} = 39 J		≤40
	锻件强度级别 490 MPa				490	640	17	40	A_{KV} = 39 J		≤40

3.2.3 工艺性能

1）冶炼 电炉冶炼，钼量应控制在上限。

2）锻造 加热温度为1 200℃，始锻温度为1 180℃，终锻温度为850℃。有白点倾向，锻后缓冷或防白点退火。

3）热处理 淬火880～920℃，油冷或水－油冷，回火600～650℃。回火温度的波动对力学性能的影响较敏感，有轻度回火脆性倾向。为改善锻件性能，淬火前可先经910～930℃正火处理。采用水淬、油冷工艺可进一步提高材料的综合力学性能，其工艺曲线如图13.8-336所示。

4）焊接性能 焊接性能受限制，不推荐用于焊接结构。

3.2.4 性能

（1）物理性能

该钢的物理性能见表13.8-760。

（2）力学性能

该钢的力学性能如下。

1）叶轮调质后的力学性能见表13.8-761。

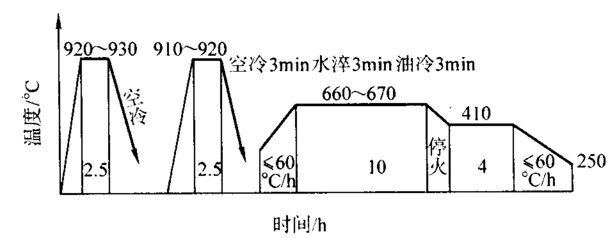


图 13.8-336　25 MW 汽轮机 35CrMoV 钢叶轮水淬油冷调质工艺

2）叶轮锻件力学性能见表 13.8-762。

3）高温力学性能见表 13.8-763。

4）回火温度与力学性能的关系如图 13.8-337 所示。

（3）疲劳强度

该钢的疲劳强度见表 13.8-764。

（4）持久强度、蠕变极限

表 13.8-765 给出了 35CrMoV 钢的持久强度和蠕变极限，图 13.8-338 为 35CrMoV 钢的 L－M 参数曲线。

表 13.8-760　35CrMoV 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.84						
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20～700℃
	11.8	12.5	12.7	13.0	13.4	13.7	14.0
热导率 λ /W·m·K^{-1}	100℃	200℃	300℃	400℃			
	41.9	41.4	41.1	40.7			
弹性模量 E /GPa	20℃	100℃	300℃	500℃			
	217.0	213.0	203.5	183.5			
切变模量 G/GPa	20℃	100℃	300℃	500℃			
	85.5	83.5	76.0	68.0			
临界点 /℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}				
	755～775	835～855	600				

表 13.8-761　叶轮水淬油冷调质后的力学性能

热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}	HB	冷弯120℃
	MPa		%		/J·cm^{-2}		
920～930℃正火 910～920℃水淬(油冷) 660～670℃回火	710	845	18.5	65.0	157～170	285	合格
	780	875	19.0	59.0	148～163	298	
	765	865	20.0	60.5	113～153	269	
	740	900	17.0	53.0	68～123	298	
	715	835	16.0	54.0	103～119	292	合格
	710	870	16.0	53.0	80～90	269	
	700	865	17.5	68.5	96～107		
	820	945	16.0	57.0	60～59	302	

表 13.8-762　35CrMoV 钢叶轮锻件性能生产实例

厚度 /mm	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB
	MPa		%			
190	775	928	17.0	57.9	76	272
	819	946	17.0	57.9	68	269
232	751	895	17.3	56.1	58	286
	739	875	20.0	57.9	66	266
290	745	890	16.5	57.9	63	266
	676	823	19.0	61.0	67	239

表 13.8-763　35CrMoV 钢高温力学性能

热处理制度	取　样	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}
			MPa		%		
850～860℃ 水－油淬， 630℃回火	油 ϕ600 mm 转子上取切向试样	20	510～690	742～856	14.3～19.3	47.2～57.2	50
		300	600	750	17.5	61.5	
		400	405	590	19.0	65.0	90
		500	400	515	19.5	73.0	60
		550	385	445	20.5	78.5	55
		600	300	345	25.0	83.5	60
	由 ϕ 150 mm 转子端部取纵向试样	20	720～820	870～940	15.5～19.0	57.0～64.0	80～140
		500	540	625	16.5	76.5	
		600	505	550	18.0	82.0	

3.3　30Cr1Mo1V

30Cr1Mo1V 钢相当于美国 ASTM A470 Class8，该钢具有较好的热强性和淬透性，综合力学性能良好。抗腐蚀性和抗氧化性尚可。锻造工艺性能较好，切削加工性良好。

3.3.1　用途

该钢用于制造工作温度为 540℃以下的汽轮机高中压转子。

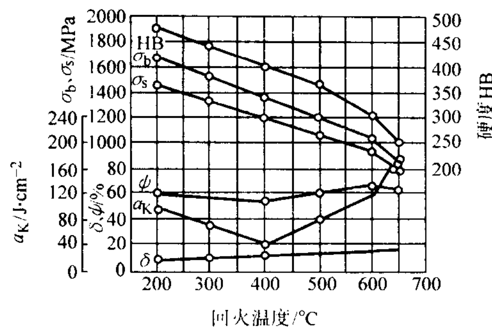


图 13.8-337 35CrMo1V 钢回火温度与力学性能的关系（850℃水淬）

表 13.8-764 35CrMo1V 钢疲劳强度

力学性能		循环次数 N	σ_{-1}	τ_{-1}
σ_b	$\sigma_{0.2}$			
MPa			MPa	
900	760	5×10^5 1×10^6 5×10^6	485 460 385	245

表 13.8-765 35CrMo1V 钢蠕变极限和持久强度

试验温度 /℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{1\times10^{4}}$	$\sigma_{1\times10^{5}}$
	MPa			
450	224	140		
500	90	55	320	260
550	32	20	220	170

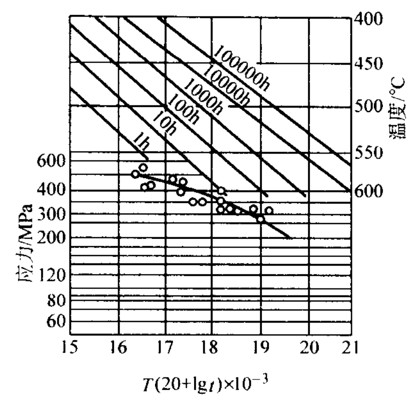


图 13.8-338 35CrMo1V 钢的 L－M 参数曲线
T 的单位为 K，t 的单位为 h

3.3.2 技术条件

该钢的化学成分、力学性能和高温持久强度见表 13.8-766～表 13.8-768。

3.3.3 工艺性能

1）冶炼 碱性电弧炉、硅脱氧、真空浇注。

2）热处理（垂直状态进行） 预备热处理：980～1 030℃空冷，回火后缓冷，至少做一次正火回火。调质：940～970℃鼓风冷却，≥660℃炉冷。粗加工后去应力退火：≥620℃，且应不低于原回火温度下 40℃，炉冷。金相组织：回火贝氏体。

3）焊接性能 焊接性能差，不允许焊接。

3.3.4 性能

1）物理性能 该钢的物理性能见表 13.8-769。

表 13.8-766 30Cr1Mo1V 钢化学成分（质量分数） %

钢号	技术条件	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Sn	As
30Cr1Mo1VE	JB/T 1265—1993	0.27～0.34	0.70～1.00	0.17～0.37	≤0.012	≤0.012	1.05～1.35	≤0.50	1.00～1.30	0.21～0.29	≤0.15	≤0.010		
30Cr1Mo1V	SQB40.29—1991	0.27～0.34	0.70～1.00	0.20～0.35	≤0.015	≤0.015	1.05～1.35	≤0.50	1.00～1.30	0.21～0.29	≤0.15	≤0.010	≤0.015	≤0.020
允许偏差	JB/T 1265—1993	±0.02	±0.04	±0.02	±0.005	+0.005	±0.05	±0.03	±0.02	±0.01	±0.02	±0.02		

表 13.8-767 30Cr1Mo1V 钢力学性能

钢号	技术条件	锻件强度级别	取样部位	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_{KV} /J	FATT$_{50}$ /℃
30Cr1Mo1VE	JB/T 1265—1993	590	轴端纵向	≥720	590～90	≥15	≥40	≥8	
			本体径向	≥720	590～90	≥15	≥40	≥8	≤16
			中心孔纵向	≥690	≥550	≥15	≥40	≥7	≤121
30Cr1Mo1V	SQB40.29—1991		叶轮体径向	≥720	590～690	≥15	≥40	≥8	≤116
			心部纵向	≥690	≥550	≥15	≥40	≥7	≤121
			轴端（电机端）	≥720	590～690	≥15	≥40		

2）力学性能 该钢的力学性能如下。

① SQB40.29—91 中提供的室温力学性能见表 13.8-770。

② 转子体力学性能试验的取样部位见示意图 13.8-339，X－1，X－2，X－3，X－4 表示外圆，BB1、BB2、BB3、BB4 表示中心。B 与钢锭底部相对应，T 与钢锭顶部相对应。表 13.8-771 为外圆和端部取样（R—径向、L—纵向）、表 13.8-772 为心部取样的试验结果。

③ 高温短时力学性能见表 13.8-773。

④ 冲击性能见表 13.8-774 和表 13.8-775。

3）断裂力学性能 该钢锻件经预备热处理：1 010℃ ×

35 h，空冷，720℃×25 h，炉冷。调质热处理：955℃×25 h，风冷，680℃×35 h，炉冷。除应力热处理：645℃×20 h，炉冷。

① 平面应变断裂韧度 K_{IC}见表13.8-776。厚度 B 分别为50.8 mm和76.2 mm的两种紧凑拉伸试样。

② 从转子底部和顶部取样，加工成厚11.4 mm、宽65 mm、高31.5 mm的WOL型试样，应力比 $R=0.1$，试验频率 $f=60$ Hz，疲劳裂纹扩展速率 da/dN 试验结果为：

$$da/dN=4.2\times10^{-12}\ (\Delta K)^{2.98}$$

表 13.8-768　30Cr1Mo1V 钢高温持久强度
（JB/T 1265—1993）

试验温度/℃	应力/MPa	试验要求	备注
510 540 565 595	365 310 260 220	断裂时间≥100 h δ≥15% 断口不得在V形缺口上	保证
510 540	310 250	断裂时间≥5 000 h	考核试验

表 13.8-769　30Cr1Mo1V 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.87		临界点/℃		A_{c1}		A_{c3}	
熔点/℃	1 420				760		838	
温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	214	212	205	199	190	178		
切变模量 G/GPa	82.9	81.9	79.6	76.6	73.5	68.3		
泊松比 μ	0.288	0.292	0.287	0.299	0.294	0.305		
等温系数 $\alpha/10^6$ m^2·s^{-1}	10.8	10.3	9.49	8.67	7.66	6.60	5.54	
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}			44.8	42.8	40.3	37.5	35.3	32.8
电阻率 $\rho/10^{-6}$ Ω·m			0.363	0.450	0.550	0.657	0.779	0.924
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}			599	624	666	720	804	—
线胀系数（与20℃之间）$\alpha_l/10^{-6}$K^{-1}		11.99	12.81	13.25	13.66	13.92	14.15	14.28
对数衰减率	$\delta=7.5\times10^{-5}$							

表 13.8-770　30Cr1Mo1V 钢力学性能（SQB40.29—91）

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_4/%	ψ/%
25	811	653	20.0	56.0
200	731	593	17.0	53.0
300	703	571	17.3	55.0
427	648	532	20.0	61.0
482	598	507	22.0	65.7
510	565	482	23.4	69.0
538	532	465	25.0	74.5

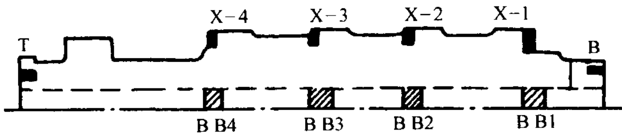


图 13.8-339　30Cr1Mo1V 钢转子体取样部位示意图

表 13.8-771　30Cr1Mo1V 钢室温力学性能
（从转子外圆和端部取样）

热处理制度	部位	取向	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
			MPa		%	
预备热处理：						
1 010℃×35 h，空冷	X-1	R	623	778	21	60
720℃×25 h，炉冷	X-2	R	627	786	21	64
调质热处理：						
955℃×25 h，风冷	X-3	R	619	778	21	61
680℃×35 h，炉冷	X-4	R	619	776	21	59
除应力热处理：	T	L	633	785	23	62
645℃×20 h，炉冷	B	L	621	775	22	64

续表 13.8-771

热处理制度	部位	取向	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
			MPa		%	
预备热处理：						
1 030℃×18 h，空冷	X-1	R	627	817	21	64
720℃×21 h，炉冷	X-2	R	673	817	22	60
调质热处理：						
950℃×19 h，风冷	X-3	R	670	815	21	61
670℃×48 h，风冷	X-4	R	672	815	20	59
除应力热处理：						
630℃×23 h，炉冷	T	L	673	819	23	64
技术条件			590～690	≥720	≥15	≥40

表 13.8-772　30Cr1Mo1V 钢室温力学性能（心部取样）

热处理制度	部位	取向	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
			MPa		%	
预备热处理：						
1 030℃×18 h，空冷	BB1	L	666	807	22	63
720℃×21 h，炉冷	BB2	L	656	811	21	61
调质热处理：						
950℃×19 h，风冷	BB3	L	648	807	21	58
670℃×48 h，风冷						
除应力热处理：						
630℃×23 h，炉冷	BB4	L	662	822	21	57

续表 13.8-772

热处理制度	部位	取向	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
			MPa		%	
预备热处理： 1 010℃×35 h，空冷	BB1	L	635	789	21	62
720℃×25 h，炉冷	BB2	L	632	789	21	61
调质热处理： 955℃×25 h，风冷 680℃×35 h，炉冷	BB3	L	627	786	21	63
除应力热处理： 645℃×21 h，炉冷	BB4	L	627	797	20	60
技术条件			≥550	≥690	≥15	≥40

表 13.8-773 30Cr1Mo1V 钢高温瞬时力学性能

热处理制度	温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	备注
		MPa		%		
预备热处理： 1 010℃×35 h，空冷 720℃×25 h，炉冷	25	629	779	22	61	从转子两端、外圆和心部取样，测定结果的平均值。取样方向均为径向
	100	601	745	19	55	
调质热处理： 955℃×25 h，风冷 680℃×35 h，炉冷	200	579	723	17	53	
	300	562	700	17	56	
除应力热处理： 645℃×20 h，炉冷	400	537	661	19	64	
	500	492	577	22	76	
	538	468	527	24	82	
	565			25	86	

表 13.8-774 30Cr1Mo1V 钢冲击性能（外圆与端部取样）

热处理制度	部位	取向	A_{KV}(25℃)/J	A_{KV}(上平台)/J	FATT/℃
预备热处理： 1 030℃×18 h，空冷 720℃×21 h，炉冷	X-1	R	32	148	79
调质热处理： 950℃×19 h，风冷 670℃×48 h，炉冷	X-4	R	18	154	74
除应力热处理： 630℃×23 h，炉冷	T	L	37		
预备热处理： 1 010℃×35 h，空冷	X-1	R	14	155	80
720℃×25 h，炉冷	X-4	R	14	157	73
调质热处理： 955℃×25 h，风冷 680℃×35 h，炉冷	T	L	14	129	92
除应力热处理： 645℃×20 h，炉冷	B	L	12	149	82
技术条件			≥8.1	≥75	≤116

4）持久强度、蠕变极限 该钢的持久强度及蠕变极限如下。

① SQB40.29—91 标准中提供的持久强度、蠕变极限见表 13.8-777。

② 从转子两端、外圆和心部取样，进行持久强度试验，结果见表 13.8-778 和表 13.8-779。

表 13.8-775 30Cr1Mo1V 钢冲击性能（心部取样）

热处理制度	部位	取向	A_{KV}(25℃)/J	A_{KV}(上平台)/J	FATT/℃
预备热处理： 1 030℃×18 h，空冷 720℃×21 h，炉冷	BB1	R	8.8	155	98
调质热处理：	BB2	R	9.0	129	93
950℃×19 h，风冷	BB3	R	10	127	94
670℃×48 h，炉冷 除应力热处理： 630℃×23 h，炉冷	BB4	R	12	121	96
预备：1 010℃×35 h，空冷 720℃×25 h，炉冷 调质：955℃×25 h，风冷	BB1	R	11	134	104
680℃×35 h，炉冷 除应力：645℃×20 h，炉冷	BB4	R	11	134	94
技术条件			≥6.8	≥47.6	≤121

表 13.8-776 30Cr1Mo1V 钢 K_{IC} 值 $MPa\cdot m^{1/2}$

部位	试样	温度/℃	实测值	均值
顶部	2T-CT	24	53.6	55.1
	2T-Ct	24	50.1	
	3T-CT	24	58.7	
底部	3T-CT	70	82.0	83.4
	3T-Ct	72	84.7	

注：2T 为 20 kN（2 tf），3T 为 30 kN（3 tf）紧凑拉伸。

表 13.8-777 30Cr1Mo1V 钢持久强度和蠕变极限
（SQB40.29—1991）

试验温度/℃	持久强度/MPa		蠕变极限/MPa	
	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
427	446	392	428	363
482	338	255	303	232
510	275	203	236	179
538	210	145	190	134
565	159	104	140	97

表 13.8-778 30Cr1Mo1V 钢高温持久强度

试验数据				
温度/℃	应力/MPa	时间/h	δ/%	ψ/%
510	365	466.3	23	80
		466.1	22	77
		502.5	23	79
		556.6	25	76
538	310	479.2	22	77
		488.9	28	77
		562.9	21	76
		574.2	22	78
565	262	504.0	25	78
		470.3	22	79
		582.1	24	79
		595.0	22	76
		799.0	26	81
		819.5	26	81
		651.5	30	83
		592.0	19	78

续表 13.8-778

试验数据				
温度/℃	应力/MPa	时间/h	δ/%	ψ/%
565	193	8 820	14	44
		13 522	13	25
		7 323		
		12 288	9	15
	179	13 217	10	63
		11 800	12	35
593	221	456.9	24	74
		423.6	30	80
		547.0	23	76
		476.2	27	79
		575	23	78
		484	23	79
		727	21	76
		512	22	78
	138	10 209	14	48
		9 133	15	40

表 13.8-779 30Cr1Mo1V 钢用参数法进行处理后不同温度的持久强度

温度/℃	$\sigma_{1\times10^2}$	$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
510	392	345	287	227
538	356	298	236	176
565	314	250	188	132
593	267	202	142	94

其热处理制度为：1 010℃ × 35 h，空冷，720℃ × 25 h，炉冷。调质热处理：955℃ × 25 h，风冷，680℃ × 35 h，炉冷。除应力热处理：645℃ × 20 h，炉冷。

3.4 20Cr1Mo1VNbTiB

20Cr1Mo1VNbTiB 钢是我国自行研制的高温螺栓用钢，具有良好的综合力学性能和较好的淬透性。在 570℃温度下具有较高的抗松弛性能，较高的持久强度和持久塑性，持久缺口敏感性小，热脆性低，组织稳定性好，有良好氮化性能。

3.4.1 用途

该钢用于 570℃以下高温螺栓及阀杆材料。

3.4.2 技术条件

（1）化学成分　20Cr1Mo1VNbTiB 钢技术条件规定的化学成分见表 13.8-780。

表 13.8-780 20Cr1Mo1VNbTiB 钢化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V	Ti	Nb	B
工厂标准	0.17 ~ 0.23	0.40 ~ 0.60	0.40 ~ 0.65	≤0.030	≤0.030	0.90 ~ 1.30	0.75 ~ 1.00	0.50 ~ 0.70	0.05 ~ 0.14	0.11 ~ 0.25	0.005 加入量

表 13.8-781 20Cr1Mo1VNbTiB 钢力学性能

技术条件	取样	棒料截面尺寸/mm	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
			MPa		%		
工厂标准	按每个炉号最大截面的棒料热处理后，R/2 处取样	≤ϕ100	735	834	14	50	49
		>ϕ100	686	785	14	50	49
	如果钢厂按交货截面棒料热处理有困难，可以在最大截面棒料的 R/2 处取样进行热处理		735	834	14	50	78

（2）力学性能　20Cr1Mo1VNbTiB 钢技术条件规定的力学性能见表 13.8-781。

3.4.3 工艺性能

1）冶炼方法　电炉熔炼。

2）热加工　锻造加热温度为 1 100 ~ 1 150℃，最后一火 1 080℃，始锻温度≤1 100℃，终锻温度 850 ~ 900℃，棒材锻后砂冷不得少于 48 h。

3）热处理　1 020 ~ 1 040℃油淬（截面尺寸小于 100 mm 时）或水淬（截面尺寸大于 100 mm 时），700 ~ 740℃回火不少于 6 h。金相组织为回火贝氏体。

3.4.4 性能

1）物理性能　20Cr1Mo1VNbTiB 钢物理性能见表 13.8-782。

表 13.8-782 20Cr1Mo1VNbTiB 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}		临界点/℃			A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
7.88					830 827 827	965 912 909	850 873 862	740 805 793
温度/℃	室温	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
弹性模量 E/GPa	213 214 218	209	205 203 207	197	190 192 196	179 184 188	166 173 176	
切变模量 G/GPa	84.0	82.4	80.3	77.0	73.5	69.5	64.1	
泊松比 μ	0.27	0.27	0.28	0.29	0.29	0.29	0.30	
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		467	490	511	530	544	552	
线胀系数(与 20℃之间) α_l/10^{-6}K^{-1}		12.34 11.5 10.82	12.77 12.2 12.30	13.02 12.6 12.76	13.50 12.90 13.19	13.74 13.6 13.39	13.95 13.8 13.99	
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		35.0 (98℃)	37.8 (194℃)	37.1 (295℃)	35.7 (391℃)	34.3 (488℃)	33.1 (587℃)	

2) C曲线 20Cr1Mo1VNbTiB钢等温转变曲线如图13.8-340所示。

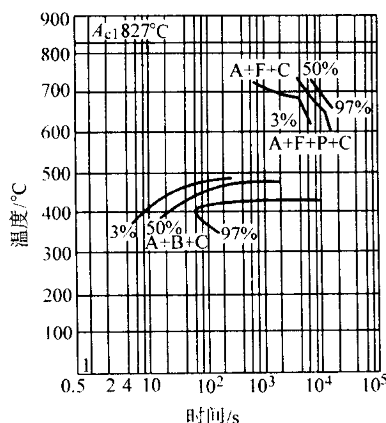


图13.8-340 20Cr1Mo1VNiTiB钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%

C	Mn	Si	Cr	Mo	V
0.24	0.51	0.425	1.28	0.845	0.56

Nb	Ti	B	S	P
0.172	0.05	0.002	0.005	0.016

奥氏体化1 050℃，10 min

3) 力学性能 20Cr1Mo1VNbTiB钢力学性能见表13.8-783，淬火后不同温度回火的力学性能见表13.8-784，力学性能统计结果见表13.8-785，高温力学性能见表13.8-786。

表13.8-783 20Cr1Mo1VNbTiB钢的力学性能

热处理制度	取样部位	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_K	HB
		MPa		%		/J	
1 025℃保温90 min水冷 710℃保温6 h空冷	中心	688	818	18	55	39	255
	$R/2$处	700	831	17	50	41	263
	边缘	687	826	17	50	94	257

表13.8-784 20Cr1Mo1VNbTiB钢不同回火温度的力学性能

热处理制度	在下列温度保温6 h/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
将棒料剖作20 mm × 20 mm方棒，经1 030℃油淬	350	1 105	1 305	9.5	49.0	63、63
	400	1 000	1 195	10.5	49.0	55、59
	450	1 000	1 205	14.0	53.0	55、60
	500	1 020	1 200	12.0	52.0	41、49
	550	1 107	1 290	10.5	53.5	14、19
	600	1 210	1 300	9.5	56.0	26、34
	650	1 030	1 120	10.5	57.5	50、54
	700	795	900	14.0	58.0	134、159
	750	600	725	22.0	69.5	184、195
	800	515	660	27.5	72.0	206、213

表13.8-785 20Cr1Mo1VNbTiB钢力学性能统计结果

热处理制度	统计值 n = 130	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
1 030～1 050℃油淬或水淬（700～740℃）×6 h回火	平均值	760	880	18	62
	95%上限值	861	966	21	68
	95%下限值	662	794	15	55
	最大值	872	1 007	22	69
	最小值	627	758	14	52

表13.8-786 20Cr1Mo1VNbTiB钢高温力学性能

热处理制度	试料尺寸/mm	试验温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
			MPa		%		
1 030℃×1.5 h油淬+690℃回火6 h+710℃回火10 h	ϕ20×20	200	807	738	18	64	151
		300	787	716	16	63	151
		400	736	675	15	68	149
		450	689	633	15	67	160
		500	655	628	19	71	135
		525	608	559	15	72	143
		550	579		16		134
1 050℃油淬+680℃回火6 h	ϕ140取样部位$R/2$处	500	741	694	16	65	117
		540	714	682	15	67	115
		570	685	632	16	68	111
1 025℃×90 min水冷+710℃ 6 h空冷	ϕ140	350	761	696	14	59	
		400	709	641	16	62	
		450	686	636	15	59	
		500	627	584	18	67	
		550	577	547	20	75	

4) 持久强度和蠕变极限 20Cr1Mo1VNbTiB钢等温法持久强度试验结果见表13.8-787，L－M参数法外推持久强度结果见表13.8-788，蠕变试验结果见表13.8-789，L－M参数法外推蠕变极限见表13.8-790，不同晶粒级别持久特性如图13.8-341所示。

表13.8-787 20Cr1Mo1VNbTiB钢持久强度

热处理制度	试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ /%	ψ /%	持久强度/MPa $\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
1 025℃×90 min水冷，710℃×6 h空冷	550	373	175.5	24	71	291	250
			169.2	28	66		
		353	767.8	16	69		
			596.3	25	67		
		343	1 312.4	26	57		
		333	3 171.5	20	59		
			2 451.5	17	77		
		294	8 125	9.6	45		
		288	6 607	11	54		
		274	13 148.2	17	12		

表13.8-788 20Cr1Mo1VNbTiB钢持久强度

温度/℃	持久强度/MPa $\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
520	321	247
525	310	237
530	300	227
535	289	217
540	279	207
545	268	198
550	258	189
555	248	179
560	239	170
565	229	162

续表 13.8-788

温度/℃	持久强度/MPa	
	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
570	220	153
575	211	144
580	201	136
585	192	127
590	184	119
595	175	111
600	166	103
605	158	95
610	150	87

表 13.8-789 20Cr1Mo1VNbTiB 钢蠕变试验数据

温度/℃	应力/MPa						蠕变极限	
	176	196	216	235	255	274	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
	蠕变速度/10^{-5}%h^{-1}						MPa	
550	0.75	1.2	2.6	3.4	4.4	9.5	282	187

表 13.8-790 20Cr1Mo1VNbTiB 钢 L－M 参数法计算蠕变极限

温度/℃	蠕变极限/MPa	
	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
520	254	202
525	250	199
530	245	195
535	241	191
540	237	188
545	233	184
550	229	181
555	225	178
560	221	174

5）冲击韧性 20Cr1Mo1VNbTiB 钢冲击韧性和脆性转变温度 FATT 见表 13.8-791，脆性转变温度曲线如图 13.8-342 所示，不同晶粒级别材料冲击韧性与硬度的关系见表 13.8-792。

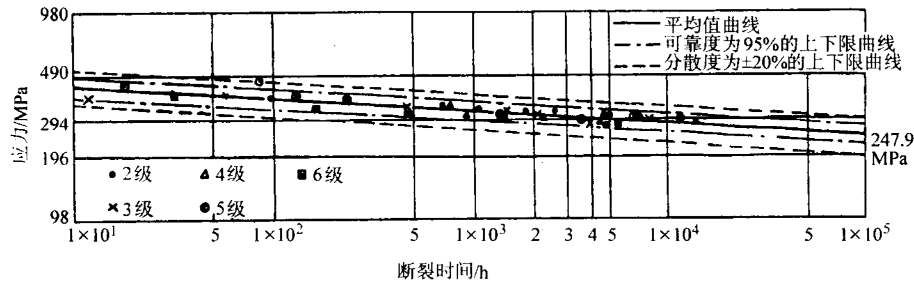


图 13.8-341 20Cr1Mo1VNbTiB 钢不同晶粒级别的持久强度曲线

表 13.8-791 20Cr1Mo1VNbTiB 钢冲击吸收功和 FATT

试验温度/℃	－40	－20	0	20	40	60	80	100	120
A_{KV}/J	4.9	4.9	4.9	9.8	9.8	19.6	29.4	44.1	58.8
FATT/℃	82～83.5								

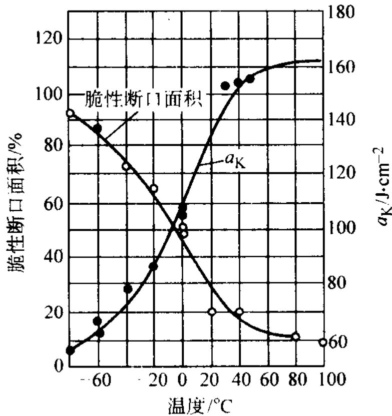


图 13.8-342 20Cr1Mo1VNbTiB 钢脆性转变温度

注：1. 用 ϕ150 mm 棒料经 1 030℃保温 1.5 h 油淬后在 720～730℃回火 6 h，然后在 $R/2$ 处取梅氏冲击试样；

2. 脆性临界转变温度约为－2℃。

6）抗松弛性能 20Cr1Mo1VNbTiB 钢环状试样抗松弛性能见表 13.8-793，不同热处理后抗松弛性能见表 13.8-794 和表 13.8-795。

表 13.8-792 20Cr1Mo1VNbTiB 钢冲击韧度与硬度关系

晶粒度级别	冲击韧度/J·cm^{-2}
1	a_{KU} = (30.0－0.086 7HB)×9.8
2	a_{KU} = (41.2－0.112 7HB)×9.8
3	a_{KU} = (40.0－0.105 5HB)×9.8
4	a_{KU} = (33.5－0.081 2HB)×9.8
5	a_{KU} = (31.9－0.072 2HB)×9.8
6	a_{KU} = (42.9－0.104 1HB)×9.8
7	a_{KU} = (35.0－0.084 6HB)×9.8

表 13.8-793 20Cr1Mo1VNbTiB 钢抗松弛性能（等强度环状试样）

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	在下列时间（h）后的剩余应力/MPa					
			1 016	2 040	3 480	5 000	10 000	11 500
1 025℃保温 90 min 水冷，710℃保温 6 h 空冷	550	245	134	125	118	112	99	96
		294	160	147	140	133	116	114
		343	181	131	160	153	130	127
	500	294	206	201	192	187	172	168
	450	294	241	237	236	234	229	228

表 13.8-794 20Cr1Mo1VNbTiB 钢不同热处理后的抗松弛性能（一）

热处理制度	试验温度/℃	初应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）后的剩余应力/MPa												
			8	32	50	100	200	500	1 000	2 000	3 000	5 000	8 000	10 000	20 000
1 050℃油淬加680℃回火	520	300	250		237		228	221	216		203	196		(176)	2
		350	292		279		268	259	250		240	230		(211)	
	540	300	242		231		220	211	204		184	173		(143)	
		350	282		267		257	246	236		212	196		(152)	
		400	319		301		285	274	263		236	218		(170)	
	570	300	216		213		189	162	142						
		350	263		234		204	174	162						
1 050℃油淬加700℃回火	520	300	258		252		248	243	230	225	217		200	197	
	570		241		227		218	199	172	155	136		89	65	
1 050℃油淬加700℃回火	520	300	261		249		240	234	223	218	211		194	187	
	570		235		221		199	181	160	128	115		58	54	
1 030℃油淬加710℃回火	525	300	257		252	248		236	229	221	217	215		(200)	(172)
		350	300		290	288		275	267	257	253	248		(220)	(198)
1 050℃水淬加730℃回火（有严重宏观）（粗晶）	515	350	263	256			244	234	227	218	213	206		189～200	(170)
	535	300	206	203			194	190	183	176	169	163		145～153	(120)
	550	300	212	203			190	181	176	170	165	159		128～143	(100)

表 13.8-795 20Cr1Mo1VNbTiB 钢不同热处理后的抗松弛性能（二）

热处理制度		试验温度/℃	初应力 σ_0	1 000 h 后的剩余应力
淬火	回火		/MPa	
1 100℃油冷	700℃保温 6 h 回火	540℃	300	206
1 030℃油冷				197
1 000℃油冷				172
950℃油冷				152
1 030℃油冷	650℃保温 6 h 回火			216
	700℃保温 6 h 回火			197
	725℃保温 6 h 回火			176
	750℃保温 6 h 回火			144
1 030℃正火	700℃保温 6 h 回火			222
1 000℃正火				218
1 000℃油冷	680℃保温 6 h 回火			180

7）抗氧化性能　20Cr1Mo1VNbTiB 钢抗氧化曲线如图 13.8-343 所示。

8）组织稳定性　20Cr1Mo1VNbTiB 钢组织稳定性见表 13.8-796。

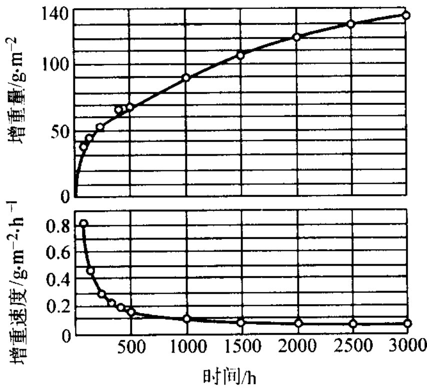


图 13.8-343 20Cr1Mo1VNbTiB 钢 570℃抗氧化曲线

表 13.8-796 20Cr1Mo1VNbTiB 钢的组织稳定性

时效温度/℃	屈服强度等级/MPa	项目	时效时间/h								
			原始	1 000	2 000	3 000	35 00	4 000	4 500	5 000	10 000
525	950	a_K/J·cm^{-2}	81～84	60～68			56～60			65～68	
		HB	321	321～302			302			302	
	750	a_K/J·cm^{-2}	109	109	115	109	130	119	93	105	102
		HB	255	255	255	241	241	241	241	241	241
570		a_K/J·cm^{-2}	100	170	140	100			150		

3.5 30Cr2MoV（27Cr2MoV、P2）

30Cr2MoV 钢是中碳中合金钢，相当于德国的 30CrMoV9。在JB 1265/—85 和 SQB40.28—88中，实为27Cr2MoV钢也写成30Cr2MoV钢，故在一些资料中给出的30Cr2MoV钢的技术数据，按其化学成分实际为27Cr2MoV钢。两种钢成分的差异见表 13.8-797。

由于满足表 13.8-797 中 30Cr2MoV 钢化学成分的材料性

能数据较少，故本书中所收集的30Cr2MoV钢的技术数据，实际为27Cr2MoV钢的技术数据。

30Cr2MoV（27Cr2MoV）钢相当于前苏联的P2钢，经调质处理后，其金相组织为铁素体加粒状珠光体，具有较高的强度和韧性，在500℃及550℃下长期保温仍具有良好的塑性，其组织稳定性好，室温冲击韧性值变化很小。但该钢热加工工艺性能不稳定，浇注及锻造工艺性能差，表面易开裂，生产中应加以注意。

3.5.1 用途

该钢用于制造工作温度在353℃以下的汽轮机整锻转子和叶轮，也可用于制造汽轮发电机中心环及其他环锻件等。

3.5.2 技术条件

该钢的化学成分、力学性能、高温持久强度和蠕变极限见表13.8-797～表13.8-800。

表13.8-797 30Cr2MoV钢化学成分（质量分数） %

国别	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P	Ni	Cu
中国	工厂标准 30Cr2MoV	0.26～0.34	0.17～0.37	0.40～0.70	2.30～2.70	0.15～0.25	0.10～0.20	≤0.030	≤0.035		
中国	JB 1265—85 SQB40.28—88 30Cr2MoV	0.22～0.32	0.30～0.50	0.50～0.80	1.50～1.80	0.60～0.80	0.20～0.30	≤0.018	≤0.015	≤0.30	≤0.20
联邦德国	钢铁材料标准 550—57 30CrMoV9	0.26～0.35	0.15～0.35	0.40～0.70	2.30～2.70	0.15～0.25	0.10～0.20	≤0.035	≤0.035		
前苏联	ГОСТ P2	0.22～0.30	0.30～0.50	≤0.60	1.50～1.70	0.60～0.80	0.20～0.30	≤0.025	≤0.030	≤0.30	≤0.15

表13.8-798 30Cr2MoV钢力学性能（一）

国别	技术条件	热处理制度	截面厚度/mm	σ_s	σ_b	δ			ψ	a_K			HB
				MPa		纵向	切向	横向		纵向	切向	横向	
						%				J·cm^{-2}			
中国	工厂标准 30Cr2MoV	900～920℃油淬，550～650℃回火 空冷－罩冷	≤150 151～250	735 686	853 814		12 13		35 35		39 39		269～321 255～302
联邦德国	钢铁材料标准 550—57 30CrMoV9	调质	≤250 ≤500	785 686 588	932～1 079 834～981 785～932	12 13 14	10 11 12	8 9 10		49 59 49	29 39 39	29 29 29	

表13.8-799 30Cr2MoV钢力学性能（二）

技术条件	热处理制度	截面厚度/mm	取样位置	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}	冷弯角/(°)	HB
				MPa		%				
JB 1265—85 补充件			轴端纵向	490	637	16	40	49	160	
			本体径向			14	35	39		
工厂标准	970～990℃空冷 930～950℃空冷 680～700℃炉冷	<ϕ1 000	纵向 $R/2$	441	637	16	40	49	160	约187
			切向表面	441	637	13	35	39	150	
	940～960℃油冷 640～690℃空冷	≤50	纵向 $R/3$	735	834	15	50	59		262～295
		≤200	纵向 $R/3$	588	75 735	16	50	59		241～277
SQB40.28—88			轴端纵向	490	637	16	40	49.0 (a_{KV})		
			本体径向			14	35	39.2 (a_{KV})		

表13.8-800 30Cr2MoV钢高温持久强度和蠕变极限

项目 \ 温度/℃	500	525
$\sigma_{1\times10^5}$/MPa	216	167
$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	137	118

3.5.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用转炉或碱性电炉冶炼。炉料需洁净，充分去硫、去磷及除气。

2）热加工 该钢锻造温度为1 200～800℃，锻造工艺性能较差，要保证一定的锻压比，以保证锻件中心部分的性能。例如，50 MW汽轮机转子，钢锭重57 t，锻造时采用预

压钳口、高温倒棱，然后再精压钳口的工艺。采用两次镦粗和拔长，加热过程中要保证均匀烧透，一般6～8火锻成。第一火锻后返炉加热时，要进行高温（1 230℃）长时（25～30 h）的扩散退火，使组织均匀，心部烧透，以利于锻压时内部缺陷的焊合。

锻后进行防白点退火处理。

3）热处理 该钢一般大型锻件，例如整锻转子和叶轮均经二次正火加回火处理：第一次970～990℃正火、空冷，第二次930～950℃正火、空冷或风冷，680～700℃回火、炉冷，也可采用调质（油冷）热处理工艺。图13.8-344和图13.8-345为27Cr2MoV汽轮机转子的锻后热处理与最终热处理工艺。

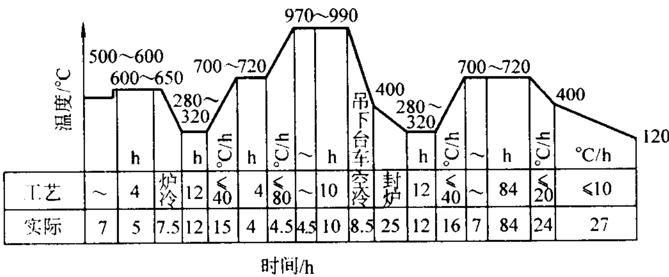


图13.8-344 27Cr2MoV钢50 MW汽轮机转子锻后热处理制度

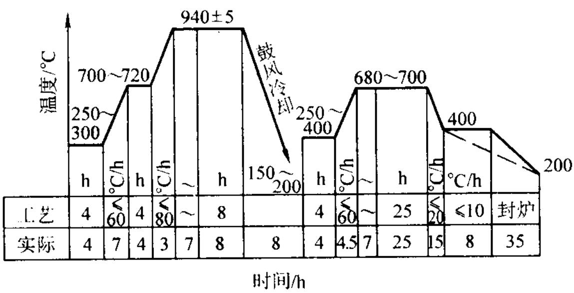


图13.8-345 27Cr2MoV钢50 MW汽轮机转子最终热处理制度

中小件也可进行调质处理：940～960℃油淬，640～690℃回火、空冷。

4）焊接 该钢焊接性能受限制，不推荐用于焊接结构件。

3.5.4 性能

1）物理性能 该钢物理性能见表13.8-801。

2）力学性能 该钢的力学性能如下：

① 室温力学性能 30Cr2MoV钢不同条件下的室温力学性能见表13.8-802～表13.8-808。温度与力学性能的关系如图13.8-346所示。

表13.8-801 30Cr2MoV钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.82			泊松比 μ		0.277（20℃）	
线胀系数 a_l /10^{-6}K^{-1}	25～100℃	25～200℃	25～300℃	25～400℃	25～500℃	25～600℃	25～700℃
	10.90	12.00	12.70	13.65	13.72	13.82	14.00
热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	100℃			600℃			
	35.6			26.4			
临界点 /℃	A_{c1}			A_{c3}			
	770～805			840～880			
弹性模量 E /GPa	20℃	450℃		500℃		550℃	
	207	190		189		185	

表13.8-802 室温力学性能（一）

热处理制度	试样位向		σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	HB	备注
			MPa		%		/J·cm^{-2}		
930～950℃正火，830～850℃油冷，690～710℃炉冷	冒口	纵向	719	568	18	66	146		（质量分数） 冒口：C 0.32%；Cr 1.50% 水口：C 0.30%；Cr 1.50% 中心孔：C 0.27%；Cr 1.54%～1.65%
		切向	766	637	19	60	80		
	水口	纵向	710	596	18	63	120		
		切向	734	613	17	38	84		
	中心孔料		727	596	21	64	130	229	
930～950℃喷雾，690～710℃炉冷	冒口	纵向	731	585	22	67	191		
		切向	786	631	19	59	148		
	水口	纵向	765	625	20	56	184		
		切向	761	630	15	38	105		
	中心孔料		751	625	24	65	189		

表 13.8-803 30Cr2MoV 钢室温力学性能（二）

热处理制度	试样位向			$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}	a_{KV}	FATT	备注
				MPa		%		J·cm^{-2}		/℃	
950℃油冷 680～690℃炉冷	轴端	冒口	纵向	597	745	22	70	161	19		冒口、水口、中心孔料化学成分中的 C、Cr 含量与表 13.8-797 相同
		水口		597	746	21	70	164	28		
	本体	冒口	切向	630	740	23	68	166	70		
		水口		603	742	22	66	180	96		
		冒口	径向	600	738	19	67	155	23	+70	
		水口		605	745	20	67	163	32	+44	
	中心料	水口	纵向	594	731	22	70	168	34	+62	
(950±10)℃鼓风冷却 (690±10)℃炉冷	轴端	冒口	纵向	637	760	21	69	107	37		
		水口		642	794	20	66	110	22		
	本体	冒口	切向	652	785	25	67	141	37		
		水口		665	797	20	66	143	34		
		冒口	径向	630	779	20	62	117	43	+61	
		水口		657	794	20	67	136	30	+70	
	中心料	冒口	纵向	667	789	22	68	269	6.0	+115	

表 13.8-804 30Cr2MoV 钢室温力学性能统计值

取样位向	统计值		$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
			MPa		%	
纵向	转子数 14 根 $n=14$	平均值	570	710	22	68
		最大值	642	794	25	74
		最小值	505	662	19	61
横向 （径向及切向）	转子数 13 根 $n=34$	平均值	590	727	21	66
		最大值	671	802	25	72
		最小值	525	662	17	49
中心孔芯料	转子数 8 根 $n=8$	平均值	541	704	23	65
		最大值	667	799	25	71
		最小值	440	631	22	53

表 13.8-805 30Cr2MoV 钢汽轮机转子碱性平炉真空碳脱氧与酸性平炉钢的比较

取样部位	工艺特点	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
冒口纵向	碱平 VCD	559	705	21.2	68.8	65	化学成分满足 JB 1265—85
	酸平大气浇注	590	760	20.0	60.0	82	
水口纵向	碱平 VCD	581	700	20.5	70.1	151	
	酸平大气浇注	575	715	18.3	67.5	62	
冒口纵向	碱平 VCD	555	683	21.7	71.3	180	
	酸平大气浇注	573	735	22.0	56.7	66	
水口切向	碱平 VCD	543	670	20.0	71.0	192	
	酸平大气浇注	567	730	18.7	48.0	60	

表 13.8-806 30Cr2MoV 钢锻件性能生产实例

热处理制度	试样部位	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	备注
		MPa		%			
950℃空冷，700℃回火	表层切向	535	700	18.5	51.5	86	化学成分满足 JB/T 1265—1985 锻件：ϕ850～1 100 mm
		535	700	18.5	55.0	60	
	心部纵向	540	705	22.0	63.0	140	
		545	710	22.0	63.0	123	
950℃油冷，680℃回火	表层切向	668	792	22.1	60.3	87	
		630	770	17.6	60.3	76	
	心部纵向	625	765	22.0	64.0	130	
		630	771	21.0	64.0	113	

② 高温力学性能 30Cr2MoV 不同条件下的高温力学性能见表 13.8-809～表 13.8-812。

3）脆性转变温度 30Cr2MoV 钢的脆性转变温度见表 13.8-813 和表 13.8-814。

4）低循环疲劳性能 该钢的低循环疲劳性能如下。

① 试验方法 轴向恒幅应变控制，应变比为 -1，三角波加载，具体参数见表 13.8-815，材料成分见表 13.8-814。

② 循环应力-应变特性 见表 13.8-816 和图 13.8-347。

③ 低循环疲劳特性参数 见表 13.8-817。

5）断裂力学性能 该钢的断裂力学性能如下。

① 不同单位测试的不同强度水平材料的断裂韧度 K_{IC} 见表 13.8-818，不同温度下的 K_{IC} 和 J_{IC} 值见表 13.8-819。

② J_R 阻力曲线及 J_{IC} 值见表 13.8-820 和表 13.8-821。

③ 疲劳裂纹扩展速率 da/dN 见表 13.8-822。

表 13.8-807 30Cr2MoV 钢 50MW 汽轮机转子力学性能

热处理制度	取样	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HB	备注
		MPa		%				
970℃空冷，940℃油冷，680℃回火	底部纵向	618～622	745～748	19.6～20.7	69.5～71.6	130～150	217	化学成分满足 JB/T 1265—1985
	冒口纵向	621～622	756～760	20.4～21.3	69.5～71.0	125～140	207	
	切向	612～621	743～756	16.7～20.9	59.3～67.2	110～190		
	底部径向	609～634	703～759	19.3～20.0	67.0～69.4	85～105		
	中心孔	572～635	690～787	19.1～21.5	58.4～69.5	65～167		

续表 13.8-807

热处理制度	取样	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HB	备注
		MPa		%				
970℃空冷，940℃油冷，700℃回火	纵向 应力环	492 ~ 532 496 ~ 503	651 ~ 673 647 ~ 657	22.9 ~ 25.4 23.6 ~ 24.8	68.0 ~ 72.4 68.7 ~ 70.0	145 ~ 215 125 ~ 178	197 ~ 202 197	化学成分满足 JB 1265—85

表 13.8-808　30Cr2MoV 钢高压转子的室温力学性能

取样方向	取样部位	σ_s/MPa		σ_b/MPa		δ_5/%		ψ/%		a_K/J·cm^{-2}	
纵向	冒口	534	539	691	681	20.5	20.0	61.0	65.5	166.6	156.8
	水口	549	568	686	701	23.0	21.5	70.0	66.0	181.3	151.9
切向	冒口	534	524	676	676	21.5	22.0	58.5	63.5	107.8	107.8
	水口	534	539	681	681	24.0	23.0	63.5	63.5	112.7	117.6

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
水口	0.275	0.39	0.66	0.014	0.015	2.105	0.68	0.3
冒口	0.305	0.40	0.66	0.015	0.015	2.110	0.69	0.3

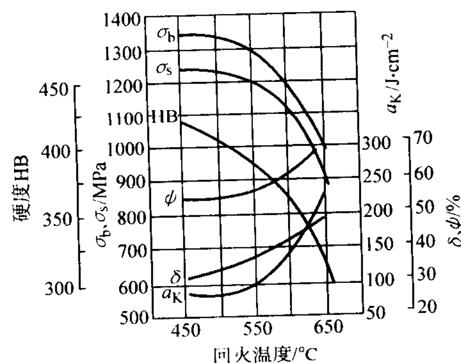


图 13.8-346　30Cr2MoV 钢回火温度与力学性能的关系
（860℃油淬）

6）持久强度和蠕变极限　该钢的持久强度和蠕变极限见表 13.8-823 ~ 表 13.8-828。图 13.8-348 为 P2 钢的 L－M 参数曲线。

表 13.8-809　30Cr2MoV 钢高温拉伸力学性能

试验温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB	备注
20	723	535	19.9	58.2	49 49 34	223	试验用钢化学成分（质量分数）/%： C 0.29 ~ 0.365　V 0.23 Mn 0.66　Ni 0.11 Si 0.36　P 0.016 Cr 1.64　S 0.016 Mo 0.66
450	525	417	19.9	64.3			
500	454	373	222	73.0			
550	421	347	23.8	81.7			

表 13.8-810　30Cr2MoV 钢高温屈服强度

温度/℃	20	300	350	400	备注
σ_s/MPa	660 700 800	480 550 620	450 520 590	420 490 550	化学成分中的碳含量 W_{Cr} 为 0.26% ~ 0.34%，铬含量 W_{cr} 为 2.30% ~ 2.70%

表 13.8-811　30Cr2MoV 钢高温瞬时力学性能

试　样	热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	备注
			MPa		%			
ϕ480 ~ 1 000 直径转子切向试样	970 ~ 990℃空冷，930 ~ 950℃空冷，680 ~ 700℃炉冷	20 450 500 550	520 ~ 579 431 ~ 481 422 ~ 461 402 ~ 441	677 ~ 726 549 ~ 579 500 ~ 539 461 ~ 481	15 ~ 19 16 ~ 18 17 ~ 18 17 ~ 21	41 ~ 64 59 ~ 63 64 ~ 68 69 ~ 73	19.6 ~ 98 118 98 ~ 118 98 ~ 108	化学成分满足 JB 1265—85

温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
	MPa		%	
450 500 550	418 374 347	526 454 422	20 22 24	64 73 82

7）应力松弛性能　该钢的应力松弛性能见表 13.8-829 和图 13.8-349。

8）组织稳定性　图 13.8-350 为 P2 钢在 500℃和 550℃下时效不同时间后的力学性能变化。由图可见，除了 550℃下时效 4 000 h 后屈服强度下降较多外，其余性能均变化不大。

表 13.8-812 P2钢高温力学性能

取 样	距锻件中心距离/mm	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{1\times10^{4}}$	$\sigma_{1\times10^{5}}$
			MPa		%		/J·cm^{-2}	MPa		
8 t钢锭，切向	200	20	530	690	15.0	41.0	25 ~ 106			
	200	450	440	565	16.5	59.5	125			
	200	500	435	515	17.5	64.5	115			
	200	550	415	470	21.5	71.5	105			
	300	20	570	740	19.0	61.0	75 ~ 100			
	300	450	492	595	18.0	63.5	118			
	300	480						220		
	300	500	465	540	18.5	68.0	105	140 ~ 150	260 ~ 310	220 ~ 260
	300	525						125	230 ~ 280	180 ~ 220
	300	550	420	470	18.5	69.5	103	95	205	150
	300	575							140 ~ 165	100 ~ 120
8 t钢锭，切向	420	20	585	735	17.8	64.0	80			
	420	450	495	595	16.0	63.5	120			
	420	500	475	555	17.0	67.5	120			
	420	550	450	495	17.5	73.5	110			
33 t钢锭切向		20	403 ~ 681	680 ~ 820	15.5 ~ 21.0	57.0 ~ 64.0	15 ~ 92			
8 t钢锭径向	200	20	530	705	15.7	44.8	90			
	200	450	440	560	19.0	57.0	120			
	200	500	403	486	18.7	64.0	105			
	200	550					100			
	400	20	565	730	17.0	62.0	100			
	400	450	510	610	15.0	62.0	125			
	400	500	475	545	17.5	67.0	110			
	400	550	460	510	18.5	74.0	112			
8 t钢锭底部，转子轴颈	纵向	20	540	695	20.0	63.0 ~ 68.0	118 ~ 144			
8 t钢锭顶部，转子轴颈	纵向	20	630 ~ 680	760 ~ 800	17.5	64.0 ~ 68.0	90 ~ 130			
30 ~ 33 t钢锭底部，转子轴颈	纵向	20	570 ~ 740	750 ~ 860	16.0 ~ 22.0	60.0 ~ 64.0	60 ~ 95			
30 ~ 33 t钢锭顶部，转子轴颈	纵向	20	530 ~ 630	700 ~ 790	18.0 ~ 21.0	58.0 ~ 62.0	32 ~ 110			

注：从 ϕ840 ~ 1 000 mm锻件取样，990 ~ 980℃及930 ~ 950℃两次正火，680 ~ 900℃回火。

表 13.8-813 30Cr2MoV钢脆性转变温度

试验温度/℃	10	15	20	40	45	50	60	80	100	FATT/℃	备注
晶状断口面积比/%	70 ~ 73		60 ~ 64	54 ~ 61	40 ~ 48	38 ~ 48	36	18 ~ 20	0 ~ 15	40 ~ 50	化学成分满足 JB 1265—85
A_{KU}/J	31 ~ 43		24 ~ 26	32 ~ 59	47 ~ 92	74 ~ 88	91 ~ 106	126 ~ 137	134 ~ 164		
晶状断口面积比/%	63 ~ 64	54 ~ 57	44 ~ 55	36 ~ 39			31 ~ 34			15 ~ 20	
A_{KV}/J	38 ~ 63	52 ~ 75	31 ~ 97	73 ~ 140			82 ~ 128				

表 13.8-814 30Cr2MoV钢脆性转变温度 $FATT_{50}$

试验温度/℃	0	20	40	60	80	100	110	120	130	140	$FATT_{50}$/℃
晶状面积比/%	3	7	15	16	30	50	70	100	100	100	100
	2	6	10	16	28	50	70	95	100	100	
	3	9	10	24	36	50	59	75	100	100	
A_{KV}/J·cm^{-2}	30.8	39.2	22.5	36.2	28.4	58.8	112.2	123.0	96.5	92.6	
	20.6	35.8	24.5	11.8	49.0	127.4	73.5	65.7	85.3	104.4	
	20.0	36.8	17.6	31.4	44.9	65.7	73.5	121.5	75.5	89.7	
试验温度/℃	0	20	40	60	80	100	110	120	130	140	$FATT_{50}$/℃
晶状面积比/%	13	11	24	29	45	49	71	96	100	100	85
	11	14	25	38	44	52	75	86	100	100	
	10	16	22	34	40	58	71	93	92	100	

续表 13.8-814

试验温度/℃	0	20	40	60	80	100	110	120	130	140	$FATT_{50}$/℃
A_{KU}/J·cm^{-2}	39.2 39.4 27.6	23.7 32.3 36.3	38.2 48.0 29.9	32.3 52.9 49.0	62.7 52.9 60.8	47.0 68.2 70.1	78.9 76.7 100.0	106.8 100.0 86.7	114 100.0 90.2	94.1 108.3 107.8	85

注：化学成分（质量分数）/%：C 0.29～0.365、Mn 0.66、Si 0.36、Cr 1.64、Mo 0.66、V 0.23、Ni 0.11、P 0.016、S 0.016。

表 13.8-815 30Cr2MoV 钢试验方法

项目	室温	高温
试样类型 控制应变范围 加载频率/Hz 应变速率/s^{-1}	等截面圆柱形疲劳试样 ±0.2%～±1.2% 0.024～0.5 0.000 8～0.013 3	带过渡圆弧疲劳试样 ±0.1%～±3% 0.04～0.33 0.001～0.004 8
定义	稳定载荷下降5%时，相应的循环周次为失效寿命	

表 13.8-816 循环应力－应变特性参数

$\sigma_s = K'\varepsilon_P n'$	温度/℃	K'/MPa	n'	E/MPa
σ_s—循环稳定应力幅值 K'—循环应变硬化系数 ε_P—真实塑性应变幅 n'—循环应变硬化指数	20 450 500 550	886.0 757.8 636.0 618.9	0.104 3 0.097 1 0.085 8 0.092 1	206 780 190 120 189 140 185 220
	静拉伸	1 016.8	n0.118 5	206 780

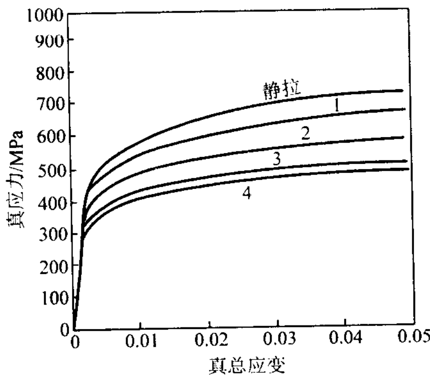


图 13.8-347 循环应力－应变曲线

表 13.8-817 30Cr2MoV 钢低循环疲劳特性参数

温度/℃	σ'_f/E	b	ε'_f	c	$\varepsilon_e - 2N_f$		$\varepsilon_p - 2N_f$	
					相关系数 R_1	剩余标准误差 S_1	相关系数 R_2	剩余标准误差 S_2
20	0.004 66	－0.073 1	0.281 9	－1.558 8	0.979 1	0.012 8	0.9905	0.065 6
450	0.004 63	－0.097 9	1.098 2	－0.798 5	0.939 7	0.033 9	0.9886	0.115 7
500	0.004 49	－0.104 7	1.734 1	－0.884 1	0.852 5	0.062 4	0.9946	0.089 9
550	0.003 30	－0.070 8	0.824 1	－0.770 3	0.820 3	0.048 9	0.9780	0.162 8
450～550	0.004 04	－0.090 2	1.131 1	－0.813 1	0.824 9	0.057 6	0.9848	0.133 8

表 13.8-818 30Cr2MoV 钢断裂韧度 K_{IC}

屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	529～568	529～568	529～568	529～568	529～568	647	549	588	588
断裂韧度 K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	136.7～158.7	151.9～163.7	135.8～156.6	137.6～146.6	127.1～134.9	41.2～48.4	130.2～155.0	65.1～77.5	45.0

表 13.8-819 30Cr2MoV 钢不同温度下的断裂韧性 K_{IC}和 J_{IC}（一）

试验温度/℃	试样尺寸（$B \times W$）/mm	J_{IC}/N·mm^{-1}	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	备 注
0	49.9×100		146.3	测定有效三点弯曲试样 J_{IC}值，再换算为 K_{IC}
0	50.1×100		127.7	
26.5	20×25	83.8～110.7	135.8～155.9	
28	20×25	101.9～118.6	151.9～163.7	
9	20×25	80.8～107.8	135.8～156.6	
20～21	40×80	83.6～95.6	137.6～146.6	
25～30	25×20	71.1～80.4	127.1～134.9	
26.5	10×10	83.9～114.7	135.8～158.7	
	CT50.8	65.2～68.7	104.2～124.3	紧凑拉伸试件测定的 J_{IC}

表 13.8-820 30Cr2MoV 钢 J_R 阻力曲线方程

试验温度/℃	线性回归方程	相关系数
200	$J_R=66.10+532.3\Delta\alpha$	$r=9.277$
300	$J_R=66.00+514.5\Delta\alpha$	$r=9.179$
450	$J_R=91.40+381.8\Delta\alpha$	$r=9.228$
500	$J_R=76.49+478.3\Delta\alpha$	$r=9.199$
550	$J_R=81.00+376.9\Delta\alpha$	$r=9.718$

表 13.8-821 30Cr2MoV 钢的 J_{IC}、K_{IC}（二）

温度 /℃	$J_{0.05}$	$J_{0.2}$	J_{IC}	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
	N·mm^{-1}			
20			24.71	74.55
100			44.03	99.58
200	119.64	204.9	92.67	144.8
300	116.70	194.7	91.24	143.6
450	143.18	201.0	123.56	159.1
500	145.13	216.7	122.09	153.9
550	138.27	195.2	119.64	145.8

表 13.8-822 30Cr2MoV 钢疲劳裂纹扩展速率 da/dN

试验条件	试样型式及缺口形状	$da/dN=A(\Delta K)^n$	备 注
频率 $f=150$ Hz $\frac{P_{max}}{P_{min}}=\frac{30\ 000\ N}{16\ 000\ N}$ $\frac{P_{max}}{P_{min}}=\frac{30\ 000N}{10\ 000\ N}$ $\frac{P_{max}}{P_{min}}=\frac{30\ 000\ N}{0\ N}$	三点弯曲试样（预制裂纹）	$A=1.556\times10^{-11}$ $n=2.4$	ΔK 的单位是 MPa·m$^{1/2}$ da/dN 的单位是 m/周 P_{max}：最大载荷 P_{min}：最小载荷
频率 $f=150$ Hz $\frac{P_{max}}{P_{min}}=\frac{25\ 000\ N}{5\ 000\ N}$ （三次过载）	三点弯曲试样（预制裂纹）	$A=8.317\times10^{-10}$ $n=1.47$	
频率 $f=150$ Hz $\frac{P_{max}}{P_{min}}=\frac{40\ 000\ N}{10\ 000\ N}$	三点弯曲试样（U 形缺口）	$A=1.366\times10^{-9}$ $n=1.29$	
频率 $f=150$ Hz $\frac{P_{max}}{P_{min}}=\frac{40\ 000\ N}{10\ 000\ N}$	三点弯曲试样（V 形缺口）	$A=1.268\times10^{-9}$ $n=1.34$	

表 13.8-823 30Cr2MoV 钢持久强度试验值

热处理制度	温度 /℃	应力 /MPa	断裂时间 /h	δ /%	ψ /%	持久强度/MPa 10^{4}h	持久强度/MPa 10^{5}h
970～990℃空冷，930～950℃空冷，680～700℃炉冷	525	343	25.8	20		222.5	179
		275	531	10			
		216	4 243				
		343	348.2	18.5			
		275	693.5	17			
		216	5 631				
		343	153.5	18.5			
		343	183.2	24			
		304	638	26			
		304	644.4	19			
		275	852				
		235	12 219				
	550	275	148.7		49.5	174	135
		275	125		81		
		265	209.5		49.5		
		255	305		81.5		
		255	388.7		74.5		
		245	435		81		
		235	677.2		57.5		
		235	720		79.5		
		216	1 645.9		75		
		177	8 012.2	17.6	45		
		167	13 434				

续表 13.8-823

热处理制度	温度 /℃	应力 /MPa	断裂时间 /h	δ /%	ψ /%	持久强度/MPa 10^{4}h	持久强度/MPa 10^{5}h
970～990℃空冷，930～950℃空冷，680～700℃炉冷	525	392	31.5	21	79	257	215
		373	90.5	24	84		
		353	218.2	21	87		
		314	1 259.3	25	80		
		294	1270.2	17	79		
		275	5 446.7	17	81		
		255	7 881	28	83		
		245	17 593	25	71		
		226	20 760	未断			
		206	18 810	未断			
		353	41	8.5	82	218	178
		353	41	7.5	66		
		314	476	6.8	81		
		314	667	5.0	85		
		294	201	4.4	64		
		294	208	7.9	80		
		294	212	25	81		
		294	316	18.5	81		
		275	581	21	81		
		275	555	17	81		
		265	678	22	80		
		265	2 072	8.0	80		
		255	910	21.5	64		
		235	2 220	19	82		
		216	8 422	19	81		

续表 13.8-823

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa 10^4h	持久强度/MPa 10^5h
930～950℃正火 830～850℃油冷 690～710℃炉冷 （中心孔料）	525	343	77.2	14	83		203
		324	219.5	15	83		
		304	466.5	12	83		
		284	1 136.3	19	85		
		265	3 181.3	13	85		
		255	6 317	17	83		
		243	9 482	15	81		
		235	6 711.9	17	84		
930～950℃喷雾， 690～710℃炉冷 （中心孔料）	525	343	19.7	12	84		196
		324	76.2	22	84		
		304	134.3	20	86		
		284	411.2	24	86		
		265	1 043.3	19	86		
		255	1 729	24	87		
		255	2 546.2	12	79		
		245	1 533.8	29	88		
		245	4 769.7	12	74		
		238	5 634.7	10	71		
		235	11 194.3		79		
		226	4 668.8	24	88		
调质	525	314	45	19	77	234	211
		284	447	19	75		
		275	55	18	75		
		275	775	19	77		
		265	1 516	19	79		
		255	2 239	20	78		
		245	3 161	14	69		
		226	6 889	15	53		

表 13.8-824 30Cr2MoV 钢持久强度外推值

温度/℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa L－M 法	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa 等温线法	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa L－M 法	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa 等温线法
520	226		178	
525	217	233	170	197
530	208		163	
535	200		155	
540	191		148	
545	183		141	
550	175		135	
555	168	173	129	124.6
560	161		123	

表 13.8-825 30Cr2MoV 钢 525℃持久强度和蠕变极限

试样状态	持久强度/MPa $\sigma_{1\times10^5}$	持久强度/MPa $\sigma_{1\times10^{-5}}$
冶炼方法：真空碳脱氧 热处理：940～950℃油淬，700℃回火	216	118
取样部位	水口切向	冒口切向
试验最长时间/h	7 881	

表 13.8-826 30Cr2MoV 钢 8 t 钢锭（ϕ840～1 000 mm）锻件、切向取样持久强度及蠕变极限

距锻件中心距离/mm	试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa
300	480	220	—	—
	500	140～150	260～310	220～260
	525	125	230～280	180～220
	550	95	205	150
	575	—	140～165	100～120

注：970～980℃及 930～950℃正火，680～700℃回火。

表 13.8-827 30Cr2MoV 钢蠕变极限试验及外推值

温度	应力/MPa	蠕变速度/%h^{-1}	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa
525℃	275	4.8×10^{-4}	202	143
	245	4.6×10^{-4}		
	216	2.2×10^{-4}		
	186	6.5×10^{-4}		
	177	2.7×10^{-4}		
	157	2.4×10^{-4}		

表 13.8-828 30Cr2MoV 钢蠕变极限和持久强度

σ_b（20℃）/MPa	温度/℃	$\sigma_{0.2\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{0.2\times10^{-5}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa
588 MPa	450	210	170	270	200	300	290
	475	170	130	220	160	300	220
	500	130	85	170	110	240	150
	525	95	55	120	65	165	90
	550	65	32	80	38	110	50

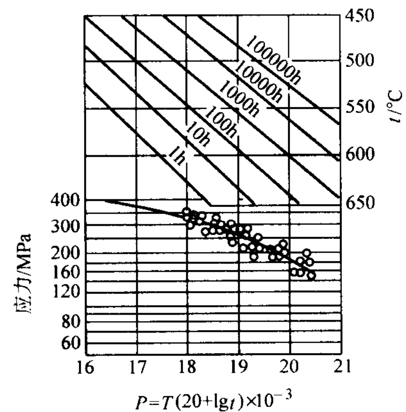


图 13.8-348 P2 钢的 L－M 参数曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

表 13.8-829 P2 钢的应力松弛性能

热处理制度	初应力 σ_0/MPa	525℃经下列时间（h）的剩余应力/MPa 100	500	1 000	3 000	5 000	10 000
950～1 000℃正火 650～670℃回火 2 h	300	222	202	195	168	148	125
	250	183	171	165	140	114	100
	200	147	140	132	110	97	80

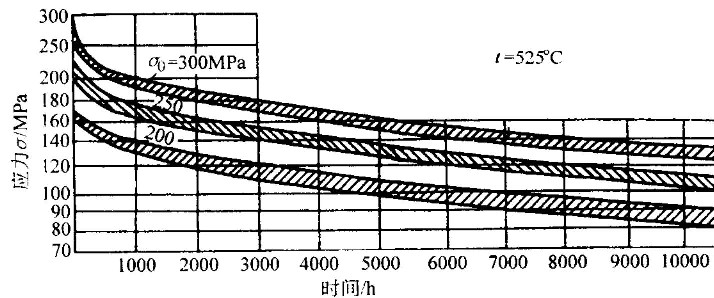


图 13.8-349 P2钢的应力松弛曲线

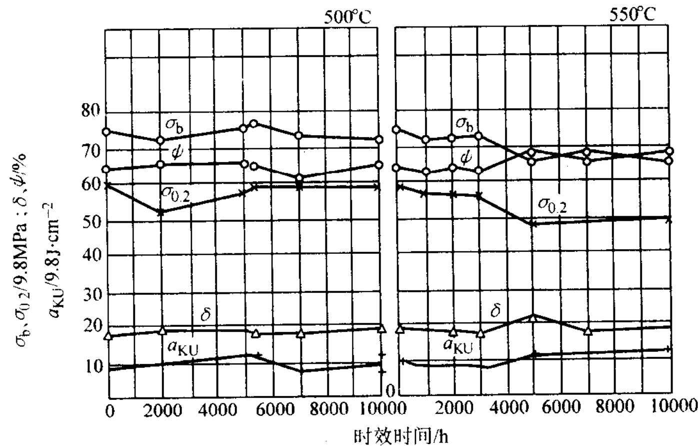


图 13.8-350 P2钢经500℃，550℃时效不同时间后室温力学性能的变化

3.6 25Cr2Mo1V

25Cr2Mo1V钢属中碳耐热钢，含有较多合金元素，因而具有较高的热强性，较好的抗松弛性能，冷、热加工性能也较好。但持久塑性较差，缺口敏感性也较大，长期使用后易脆化，产生网状（晶界）组织，硬度升高，韧性降低。

3.6.1 用途

该钢用于制造550℃以下工作的汽轮机紧固件、阀杆等。

3.6.2 技术条件

1）化学成分　25Cr2Mo1V钢技术条件规定的化学成分见表13.8-830。

表 13.8-830　25Cr2Mo1V钢化学成分（质量分数）　%

技术条件		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	P	S
GB/T 3077—1999	优质钢	0.22～0.29	0.17～0.37	0.50～0.80	2.10～2.50	0.90～1.10	0.30～0.50	≤0.30	≤0.30	≤.035	≤0.035
	高级优质钢								≤0.25	≤0.025	≤0.025

2）力学性能　25Cr2Mo1V钢技术条件规定的力学性能　见表13.8-831。

表 13.8-831　25Cr2Mo1V钢力学性能

技术条件	热处理制度	截面厚度/mm	取样位置	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K	HB
				MPa		%		/J·cm^{-2}	
				≥					
GB/T 3077—1999	1 040℃正火，700℃回火空冷	≤80	纵向	590	735	16	50	59	（退火状态）≥241
工厂标准	1 040℃正火，960℃正火，670℃回火	≤200 ≤150	纵向 R/3	590 735	735 835	16 15	50 55	59 59	241～277 262～295

3.6.3 工艺性能

1）冶炼方法　电弧炉或电弧炉加电渣炉重熔。

2）热加工　始锻温度为1 100～1 150℃，终锻温度大于850℃，锻轧后缓冷。

3）热处理　常用热处理制度：1 040℃正火，960℃正火，670～690℃回火。1 040℃正火，650～700℃回火。金相组织为回火索氏体。960℃油冷，670℃回火，金相组织为回火贝氏体。

4）焊接　受限制，焊前应预热至380～420℃，焊后尽快进行去应力退火。

3.6.4 性能

1）物理性能　25Cr2Mo1V钢的物理性能见表13.8-832。

表 13.8-832　25Cr2Mo1V 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}		临界点/℃			A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
7.8					780	870	790	700
温度/℃	室温	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
弹性模量 E/GPa	217 221	211 215	205 209	200 204	193 197	186 190	179 177	174
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		27.2	26.0	21.8	20.1	19.3	17.2	
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}		11.5	12.1	12.6	13.0	13.4	13.8	14.0

2）力学性能　25Cr2Mo1V 钢的室温力学性能见表 13.8-833，力学性能统计结果见表 13.8-834，高温力学性能见表 13.8-835，螺栓钢重新热处理后力学性能见表 13.8-836。

3）持久强度和蠕变极限　25Cr2Mo1V 钢持久强度试验数据见表 13.8-837，持久强度外推结果见表 13.8-838，热处理对持久塑性的影响见表 13.8-839，蠕变极限见表 13.8-840。

4）断裂韧性　25Cr2Mo1V 钢不同热处理后 550℃裂纹开裂和扩展性能见表 13.8-841，正火后不同回火温度下 550℃裂纹开裂和扩展性能见表 13.8-842，蠕变裂纹平均扩展速率见表 13.8-843，蠕变断裂韧性 δ_{CC}见表 13.8-844，室温断裂韧度 K_{IC}见表 13.8-845。

表 13.8-833　25Cr2Mo1V 钢力学性能

热处理制度		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
950℃正火 + 680℃回火 6 h		814	721	22	72	203
1 050℃正火 + 650℃回火 6 h		1 073	612	19	60	63
1 050℃正火 + 680℃回火 6 h		880	779	20	70	179
1 050℃正火 + 700℃回火 6 h		800	684	25	71	186
950℃正火 + 720℃回火 6 h		728	597	25	72	204
1 050℃正火 + 750℃回火 6 h		658	517	26	74	222
1 050℃正火 + 700℃回火 6 h		828	743	19	74	180
1 050℃正火 + 720℃回火 6 h		730	607	27	72	214
1 050℃油淬 + 980℃油淬 + 700℃回火 6 h		840	757	23	72	207
1 050℃正火 + 980℃油淬 + 700℃回火 6 h		760	661	23	75	212
1 050℃ + 650℃回火	光滑	936		10	62	
	缺口	1 378				
1 050℃ + 680℃回火	光滑	837	731	15	68	
	缺口	1 155				
1 050℃ + 700℃回火	光滑	747	632	14	72	
	缺口	1 048				
	光滑	722	587	15	70	
	缺口	1 032				
1 050℃ + 720℃回火	光滑	689	560	16	73	
	缺口	972	874			

表 13.8-834　25Cr2Mo1V 钢力学性能统计结果

统计值		σ_s	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
子样数 n = 91	平均值	794	910	19	67
	最大值	949	1 030	21	72
	最小值	648	815	17	60

表 13.8-835　25Cr2Mo1V 钢高温力学性能

热处理制度		试验温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
			MPa		%		/J·cm^{-2}
1 050℃ + 650℃回火	光滑试样	530	712	655	12	76	
1 050℃ + 680℃回火			605	554	10	74	
1 050℃ + 700℃回火			541	454	11	76	
1 050℃ + 720℃回火			503	428	12	77	
1 050℃ + 650℃回火	缺口试样		976	904	2.6		
1 050℃ + 680℃回火			839	675	3.9		
1 050℃ + 700℃回火			734	655	5.9		
1 050℃ + 720℃回火			684	572	2.4		

续表 13.8-835

热处理制度	试验温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 030 ~ 1 050℃正火，650 ~ 660℃回火 6 h，空冷	500	820	766	14	71	86
	525	774	725	16	73	86
	550	751	717	17	74	74
	575	739	713	16	73	78
	600	705	684	16	74	94
1 040℃正火，960℃正火，670℃回火 6 h	450	729	647	16	70	
	500	673	622	17	74	
	550	666	624	17	75	
	600	563	539	19	83	

5）疲劳极限　25Cr2Mo1V 钢疲劳极限见表 13.8-846。

6）抗松弛性能　25Cr2Mo1V 钢不同试样的抗松弛性能见表 13.8-847，不同热处理后抗松弛性能见表 13.8-848 和表 13.8-849。

7）抗氧化性能　25Cr2Mo1V 钢 540℃抗氧化性能见表 13.8-850。

表 13.8-836 25Cr2Mo1V 钢旧螺栓重新热处理后的力学性能

旧螺栓					重新热处理后的螺栓					
$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K
MPa		%		$/J\cdot cm^{-2}$		MPa		%		$/J\cdot cm^{-2}$
650~710	823~840	15~17	58~66	52~66	660℃回火 6 h	645~665	800	18.5~20.0	68.0~69.5	183~208
HRC=29				214	670℃回火 7 h	HRC=27				115
602~774	1 024~1 078	14~15		36~42	650℃回火 6 h	650~749	818~855	21.5~24		110~135
602~774	1 020~1 078	14~15		36~42	950℃正火，650℃回火	536~604	766~770	21~24		165~175
1 240~1 230	1 360~1 380	13.5	55.5~57.0	46~55	1 040℃正火，960℃正火，650℃回火	925~938	1 025~1 045	17~17.5	63.5~65	79~83

表 13.8-837 25Cr2Mo1V 钢持久强度试验数据

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度 $\sigma_{1\times10^4}$	持久强度 $\sigma_{1\times10^5}$
1 030~1 050℃正火+950~970℃正火+650~680℃保温6 h回火	550(缺口试样)	363	579			127	58
		314	642				
		245	1 446				
		225	2 046				
1 030~1 050℃正火，950~970℃正火，650~680℃保温6 h回火	550	392	347	27	59	223	141
		342	1 520	2.3	9.8		
		304	2 474	1.9	3.7		
		304	3 609	2.4	4.0		
		284	3 891	2.1	4.2		
		265	4 120	2.4	6.7		
		245	5 309	1.9	5.9		
		225	8 141	2.2	8.0		
		196	10 123				
	550	392	16	10	76	206	162
		343	127	9.5	61		
		265	640	4.2	20		
		255	1 750	4.0	15		
		245	1 718	5.5	17		
		230	2 834	3.1	5.4		
	550运行后的螺栓	353	16	17	77	213	
		324	61	20	74		
		314	93	15	70		
		294	116	9.9	66		
		275	418	12	39		

表 13.8-838 25Cr2Mo1V 钢持久强度外推值

温度/℃	等温线法 $\sigma_{1\times10^4}$/MPa	等温线法 $\sigma_{1\times10^5}$/MPa
540	253	182
550	219	143

3.7 25Cr2NiMoV

25Cr2NiMoV 钢属贝氏体类型钢，钢的综合力学性能良好，强度高，淬透性好，FATT 低。在截面尺寸为 700~800 mm 时，屈服强度可达 650~700 MPa，并具有较好的高温性能。钢的冶炼、锻造、热处理工艺性能良好，但对回火温度及回火保温时间较敏感，在制定热处理工艺及热处理操作时应注意。

3.7.1 用途

该钢用于制造大型火电站和原子能电站汽轮机焊接转子。

3.7.2 技术条件

该钢的化学成分和力学性能见表 13.8-851 和表 13.8-852。

表 13.8-839 25Cr2Mo1V 钢热处理对持久塑性的影响

试验温度/℃	热处理制度	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%
550	1 050℃正火+650℃回火 6 h	304	1 289	1.56	4.3
		275	1 562	0.84	2.3
	1 050℃正火+680℃回火 6 h	304	982	1.7	2.9
		275	1 728	1.5	2.2
		245	1 999	1.1	1.9
	1 050℃正火+700℃回火 6 h	304	612	9.7	37.7
		275	1 170	6.8	26.3
		245	2 257	2.1	11.5
	1 050℃正火+720℃回火 6 h	304	50.6	13.3	81.5
		245	286	13.9	62.5
		206	2 318	8.4	22.5
	1 050℃正火+680℃回火 6 h	304	14	7.7	79.2
		275	312	12.5	60.3
		245	1 500	4.3	5.8
	1 050℃正火+700℃回火 6 h	314	51	11.9	62.7
		284	100	10.9	57.7
		245	634	5.3	15
	1 050℃正火+720℃回火 6 h	314	19	17.2	85
		284	51	10.9	84.8
		245	253	16.7	69.8

表 13.8-840 25Cr2Mo1V 钢蠕变极限

热处理制度	温度/℃	应力/MPa	蠕变速度/$\%h^{-1}$	蠕变极限/MPa $\sigma_{1\times10^{-5}}$
1 030~1 050℃正火，950~970℃正火，650~680℃回火保温 6 h	550	196	5.33×10^{-5}	53
		147	4.48×10^{-5}	
		98	2.05×10^{-5}	
		78	1.97×10^{-5}	
		59	1.07×10^{-5}	
1 030~1 050℃正火，650~660℃回火 6 h	550			69

表 13.8-841 25Cr2Mo1V 钢断裂性能

热处理制度	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	时间/h			裂纹扩展长度 Δa/mm	裂纹扩展速度 ($\Delta a/\Delta t$) /mm·h^{-1}	蠕变断裂韧性 δ_{∞}/mm
		开裂 t_i	扩展 t_g	断裂 t_r			
1 050℃正火 + 680℃回火 6 h	20.5	138	173	311	3.7	0.021	0.08
1 050℃正火 + 950℃正火 + 680℃回火 6 h		190	69	259	5.9	0.085	脆断
1 050℃正火 + 700℃回火 6 h	20.5	110	516	626	7.1	0.013	0.18
		82.6	156.4	239	8.5	0.048	脆断
1 000℃正火 + 700℃回火 6 h				1 838			
		140	611	755			
950℃正火 + 700℃回火 6 h				3 274			
1 050℃油淬 + 700℃回火 6 h	20.5	164	441	605	4.6	0.01	0.17
1 050℃油淬 + 720℃回火 6 h		107	874	981	3.4	0.004	0.19

表 13.8-842 25Cr2Mo1 钢回火温度对蠕变断裂韧性的影响

热处理制度		K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	时间/h			裂纹扩展长度 Δa/mm	裂纹扩展速度 ($\Delta a/\Delta t$) /mm·h^{-1}	蠕变断裂韧性 δ_{∞}/mm	持久强度 $\sigma_{4.5\times10^3}$/MPa
正火	回火		开裂 t_i	扩展 t_g	断裂 t_r				
1 050℃	650℃6 h	20.5	65	50	115	8.1	0.16	脆断	
	680℃6 h	20.5	138	173	311	3.7	0.021	0.08	209
		15.8	130	223	353	8.0	0.036	脆断	
	700℃6 h	20.5	110	516	626	7.1	0.013	0.18	206
		15.8	204	2 766	2 970	6.5	0.002		
	720℃6 h	20.5			1 851	4.0		0.19	182

表 13.8-843 25Cr2Mo1V 钢蠕变裂纹平均扩展速率

试样类型	热处理制度	试验温度 /℃	试验时间 /h	原始 K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	δ_{ci}/mm	裂纹平均扩展速率 /mm
改型紧凑拉伸试样 $B = 10$ mm, $W = 30$ mm $a = 15$ mm	1 050℃正火 + 950℃正火 + 680℃回火 6 h	580	300	20.5	0.02	0.022 9
			503	15.8	0.015	0.033
			503	15.8	0.025	0.033
			2 729	12.6	0.02	0.001

表 13.8-844 25Cr2Mo1V 钢蠕变断裂韧性

热处理制度	温度 /℃	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	断裂寿命/h			蠕变断裂韧性 δ_{∞}/mm
			开裂	扩展	总寿命	
1 050℃正火 + 680℃回火	550	20.5	138	173	311	0.035

表 13.8-845 25Cr2Mo1V 钢室温断裂韧度

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
	MPa		%		
1 040℃正火,960℃正火,680℃回火	853	745	17	66	86 ~ 97
	860	743	16	59	73 ~ 76

表 13.8-846 25Cr2Mo1V 钢疲劳极限

热处理制度	σ_{-1}/MPa (指定寿命 10^7 周)			
	20℃	500℃	550℃	575℃
1 040℃正火 + 650 ~ 660℃回火 6 h	461	353	275	265

3.7.3 工艺性能

1) 冶炼　该钢采用电炉冶炼或转炉冶炼，然后进行真空处理（例如 RH 法），采用真空浇注或大气浇注，粉渣保护。

2) 热加工　该钢粗加工加热温度为 1 220℃，终锻温度为 850℃。

3) 热处理　锻后热处理：锻件在锻后经两次正火加 700℃等温退火，为随后的粗加工、超声波探伤和最终热处理准备条件。热处理工艺如图 13.8-351 所示。

表 13.8-847 25Cr2Mo1V 钢不同试样的抗松弛性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_0 /MPa	在下列时间（h）内的剩余应力/MPa										
			1	3	7	15	31	100	200	500	1 000	1 500	2 000
1 040℃正火，650℃保温 1 h 回火	550	250	203	195	189	180	168	150	131	108	85	73	61
			211	204	193	186	174	155	137	114	93	82	73
			210	200	191	184	172	150	134	117	92	77	64
			185	147	144	138	136	130	114	103	90		
		300	244	236	228	218	207	192	173	145	117	100	87
			252	245	234	224	217	189	168	139	113	99	89
			248	240	226	216	201	180	162	130	99	89	76
			262	255	243	230	222		189	170			
1 040℃正火，650℃保温 1 h 回火	550	350	283	274	264	256	242	221	201	161	130	111	100
			294	283	269	259	245	216	193	166	128	112	100
			287	274	261	246	235	210	187	152	124	101	90

表 13.8-848 25Cr2Mo1V 钢不同热处理后的抗松弛性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_0 /MPa	在下列时间内（h）的剩余应力/MPa													
			8	32	64	100	120	200	300	500	700	1 000	1 500	2 000	3 000	4 000
1 040℃保温 1 h 正火，960℃保温 1 h 正火，670℃保温 6 h 回火	525	300	228	216	208	205		198		183		170	154	149	135	131
		250	259	251	240	235		224		202		184	168	160	146	134
	550	300	209	188	182	176		168		146		113	106		89	
		350	227	195	186	185		178		160		117	108		87	
		400	262	223	216	212		205		185		139	124		101	
950℃正火，650℃保温 6 h回火		250	164	146	141		130	113	102	85	73	60				
950℃淬火，650℃保温 6 h回火			128	110	100		86	73	60	44						
1 040℃缓冷回火			159	131	116		101	85	75	60						
1 040℃正火（350℃贝氏体化 100 s），650℃保温 6 h 回火			175	161	151		138	127	116	98	84	70		47		
1 040℃正火（350℃贝氏体化 200 s），650℃保温 6 h 回火			180	166	158		150	140	129	118	105	91		67		
1 040℃正火（350℃贝氏体化 100 s），650℃保温 6 h 回火			181	165	156		141	132	122	103						
1 040℃淬火，650℃保温 6 h 回火			162	150	131	115	115	103	89	68	59	47				

表 13.8-849 25Cr2Mo1V 钢抗松弛性能

热处理制度	温度/℃	应力 σ_0 /MPa	在下列时间（h）内的剩余应力/MPa							
			200	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000	10 000
1 040℃ × 2h 空冷，960℃ × 90 min 空冷，680℃ × 12 h 空冷	540	294	154	145	127	112	104	88	77	(47)
		343	170	156	145	129	118	102	94	

表 13.8-850 25Cr2Mo1V 钢抗氧化性能（失重法）

试验时间/h	20	50	100	200	500	1 000	2 000
单位面积失重量/$g \cdot m^{-2}$	5.30	10.00	18.90	21.10	35.81	43.40	80.30
平均氧化速度/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	0.029（500～2 000 h）						
年腐蚀率/$mm \cdot a^{-1}$	0.03						

最终热处理：锻件经粗加工探伤合格后进行最终热处理，最终热处理在台车炉上进行，天然气加热，冷却采用空-水间歇水淬。淬火温度为（900 ± 10）℃，回火温度（630 ± 10）℃，热处理工艺如图 13.8-352 所示。

4）焊接性能 该钢焊接性能良好。

埋弧焊：选用 08Cr2MoA 焊丝、焊剂 251。焊缝成分控制范围见表 13.8-853。

表 13.8-851　25Cr2NiMoV 钢化学成分（质量分数）　%

技术条件	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
工厂标准	0.22~0.28	0.70~0.90	0.15~0.35	≤0.015	≤0.015	1.70~2.10	1.00~1.20	0.75~0.95	0.03~0.09	
SQB40.32—88	0.22~0.28	0.70~0.90	0.15~0.35	≤0.015	≤0.015	1.70~2.00	1.00~1.20	0.75~0.95	0.03~0.09	≤0.20

表 13.8-852　25Cr2NiMoV 钢力学性能

技术条件	取　样	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	冷弯角度 ($d=4a$) /(°)	残余应力	$FATT_{50}$ /℃
		MPa		%					
		≥							
工厂标准	纵向	637	745	15	40	59	150		
	切向	637	745	14	35	49	120	$\leqslant 0.1\sigma_{0.2}$	
SQB40.32—88	轴头轴颈端纵向($R/2$)	539~686	686	16	45	58.8	≥160		
		588~735	716	16	45	58.8	≥160		
		637~785	755	16	45	58.8	≥150		
	轴头叶轮体端、轮盘轮鼓切向	539~686	686	15	40	49.0			≤0
		588~735	716	15	40	49.0			≤20
		637~785	755	15	40	49.0			≤40

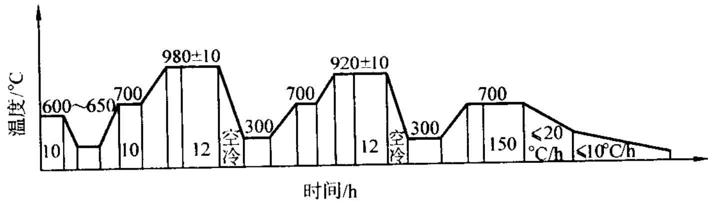


图 13.8-351　25Cr2NiMoV 钢焊接转子锻件锻后热处理工艺

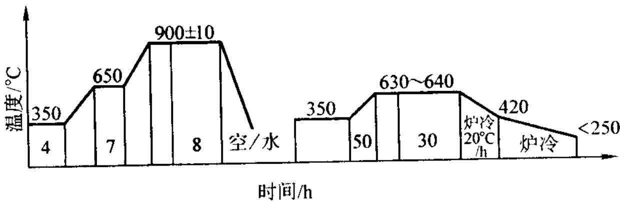


图 13.8-352　25Cr2NiMoV 钢焊接转子锻件最终热处理工艺

表 13.8-853　25Cr2NiMoV 钢控制范围焊缝化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo
≤0.1	<1.5	<0.35	≤0.020	≤0.025	2.0~2.5	0.9~1.2

填充丝氩弧焊：焊丝选用 08Cr2MoA，焊前预热温度为 150~300℃，焊后除应力回火温度为 (600±10)℃。焊接接头回火前后金相组织及硬度见表 13.8-854。

表 13.8-854　25Cr2NiMoV 钢焊接接头回火前后金相组织和硬度

		焊态	回火后	晶粒度级别
焊缝		粒状贝氏体	回火贝氏体	
热影响区	过热区	马氏体＋少量贝氏体	回火索氏体	6
	完全重结晶区	等轴铁素体上分布颗粒状碳化物，自回火断续马氏体	回火索氏体（有位向）	10 以下
	部分重结晶区	铁素体上局部高密度分布碳化物	回火索氏体（位向不明显）	
母材		位向回火索氏体	位向回火索氏体	8~9
硬度		最大值 421~423HB 平均值 269~302HB	最大值 265~285HB 平均值 236~239HB	

3.7.4　性能

1）物理性能　该钢物理性能见表 13.8-855。

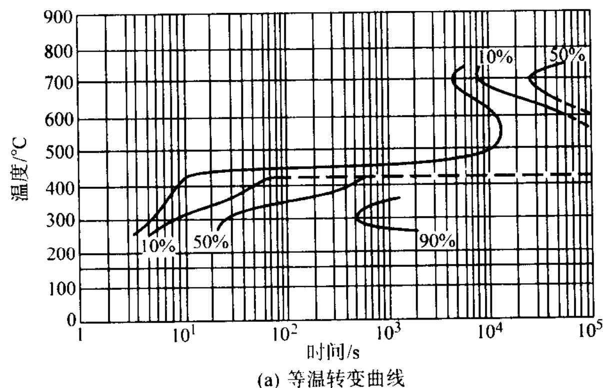
2）C 曲线　该钢的等温及连续冷却转变曲线如图 13.8-353 和图 13.8-354 所示。

3）力学性能　该钢的力学性能如下。

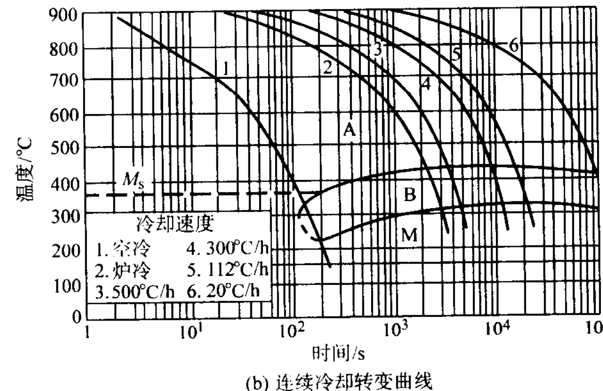
① 室温力学性能和化学成分见表 13.8-856。
② 锻件实际达到的力学性能见表 13.8-857。
③ 大截面解剖力学性能见表 13.8-858。
④ 焊接检验件力学性能见表 13.8-859。
⑤ 高温力学性能见表 13.8-860。

表 13.8-855　25Cr2NiMoV 钢物理性能

性能							
线胀系数（与 20℃之间）α_l /$10^{-6}K^{-1}$	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	
	11.92	12.47	12.91	13.46	13.97	14.29	
热导率 λ /$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	
	38.5	37.3	36.4	35.2	33.9	33.5	
弹性模量 E/GPa	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃
	221	216	209	202	190	182	173
	206	203	198	191			
切变模量 G/GPa	82	81	79	76			
泊松比 μ	0.25	0.25	0.25	0.26			
临界点/℃	A_{c1}：755	A_{c3}：835	A_{r1}：660	A_{r3}：700	M_s：370		
熔点/℃	1 395						



(a) 等温转变曲线



(b) 连续冷却转变曲线

图 13.8-353　25Cr2NiMoV 钢等温及连续冷却转变曲线（一）

试验钢化学成分（质量分数）/%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P
0.28	0.88	0.27	1.75	1.23	0.84	0.04	0.011	0.015

奥氏体化 900℃，10 min

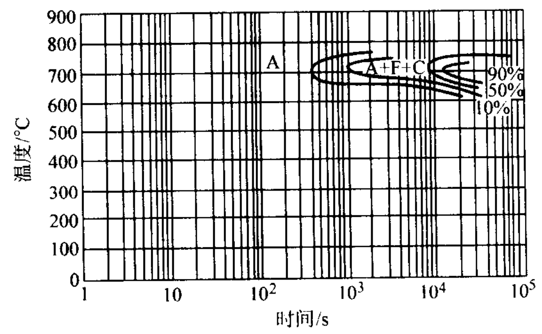
⑥ 焊接件冲击韧度见表 13.8-861。

4）脆性转变温度 FATT　该钢 FATT 见表 13.8-862。

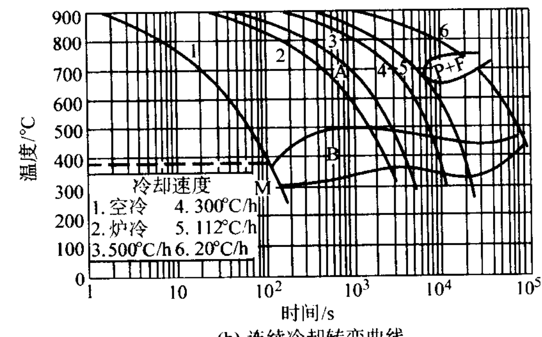
5）断裂力学性能　该钢断裂力学性能如下。

① 母材、焊接接头热影响区，熔合线，边缝中心和焊缝中心的断裂韧度 K_{IC} 值见表 13.8-863～表 13.8-868。表中的大规范埋弧焊：$I_{焊}=450$ A，焊接热输入 $Q_1=3.4$ kJ/mm，小规范：$I_{焊}=350$ A，焊接热输入 $Q_2=2.5$ kJ/mm。材料各部位力学性能见表 13.8-869。

② 疲劳裂纹扩展速率 da/dN　试验设备为立式高频疲劳试验机和卧式疲劳试验机，缺口位置经腐蚀分别开在母材、热影响区、熔合线、边缝中心和焊缝中心。采用三点弯曲试样。



(a) 等温转变曲线



(b) 连续冷却转变曲线

图 13.8-354　25Cr2NiMoV 钢等温及连续冷却转变曲线（二）

试验钢化学成分（质量分数）/%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V
0.22	0.69	0.35	1.76	0.97	0.75	0.04

奥氏体化 900℃，10 min

表 13.8-856　25Cr2NiMoV 钢室温力学性能

热处理制度	取样部位	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}	HB
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
900℃水冷，620℃炉冷	中心（纵向）	784	872	18	65	102	285
	R/2（纵向）	811	912	18	68	86	1 279
	叶轮体端外圆（切向）	676	807	21	69	181	269

成分（质量分数）/%	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V
	0.25	0.73	0.24	0.008	0.002	1.87	1.08	0.80	0.08

表 13.8-857　25Cr2NiMoV 钢锻件实际达到的力学性能

热处理制度	零件名称	取样部位	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	冷弯角度	残余应力
			MPa		%		/J·cm^{-2}	($d=4a$)	/MPa
(900 ± 10)℃水/空冷却加 (620 ± 10)℃炉冷	轴头	纵向	765 ~ 935	870 ~ 1 020	16.0 ~ 19.5	58.5 ~ 66.0	68 ~ 113	150°无裂	20
		切向	680 ~ 785	820 ~ 890	16.5 ~ 21.5	64.5 ~ 69.0	95 ~ 180	120°无裂	
(900 ± 10)℃水/空冷却加 (630 ± 10)℃炉冷	轮盘转鼓	切向	700 ~ 930	820 ~ 1 025	16.0 ~ 21.5	56.0 ~ 67.5	88 ~ 172	120°无裂	9.8
(900 ± 10)℃水/空冷却加 (640 ± 10)℃炉冷	轴头	纵向	710 ~ 875	830 ~ 900	16.5 ~ 20.5	54.5 ~ 70.5	94 ~ 169	150°无裂	20
		切向	650 ~ 830	780 ~ 930	16.5 ~ 21.0	49.5 ~ 70.0	58 ~ 185	120°无裂	
	轮盘	切向	760 ~ 920	880 ~ 1 020	17.0 ~ 20.5	62.0 ~ 70.0	135 ~ 185	120°无裂	9.8

表 13.8-858　大截面解剖力学性能

取样区域	取样部位	取样方向	σ_s	σ_b	δ	ψ	HB	a_K	FATT	NDT
			MPa		%			/J·cm^{-2}	/℃	/℃
0	中心	纵向	800 ~ 805	904 ~ 905	16.0 ~ 17.6	63.5 ~ 64.8	278	75 ~ 100	68	35
		切向	807 ~ 814	903 ~ 909	14.4 ~ 15.2	52.0 ~ 52.1	275	47 ~ 78		
1	$R/2$	纵向	859 ~ 859	973 ~ 977	16.8 ~ 17.0	58.9 ~ 59.0	302	55 ~ 65	85	40
		切向	871 ~ 875	973 ~ 984	15.0 ~ 15.4	49.1 ~ 49.6	298	39 ~ 55		
2	$R/2$	纵向	800 ~ 807	922 ~ 934	17.0 ~ 17.4	60.2 ~ 61.6	285	52 ~ 72	82	
		切向	820 ~ 821	932 ~ 933	13.4 ~ 14.4	46.7 ~ 51.1	288	50 ~ 63		
3	$R/2$	纵向	769 ~ 771	886 ~ 887	18.0 ~ 19.6	65.0 ~ 65.1	266	80 ~ 104		18
		切向	770 ~ 770	884 ~ 886	16.3 ~ 16.8	54.8 ~ 56.6	272	55 ~ 65		
4	$R/2$	纵向	797 ~ 817	909 ~ 926	17.0 ~ 18.2	63.9 ~ 64.3	278	59 ~ 80	67	35
		切向	811 ~ 814	924 ~ 924	14.6 ~ 16.0	51.0 ~ 55.4	278	52 ~ 65		
5	表面	纵向	967 ~ 997	1 080 ~ 1 080	15.0 ~ 16.8	57.3 ~ 57.5	325	61 ~ 65	53	15
		切向	938 ~ 942	1 045 ~ 1 055	14.6 ~ 15.0	45.4 ~ 52.6	325	62 ~ 67		
6	表面	纵向	861 ~ 875	959 ~ 974	16.2 ~ 17.8	59.5 ~ 59.5	298	60 ~ 75	54	
		切向	856 ~ 860	959 ~ 964	14.4 ~ 16.2	50.6 ~ 53.7	295	60 ~ 70		
7	表面	纵向	736 ~ 757	863 ~ 869	21.4 ~ 22.4	69.8 ~ 74.1	266	149 ~ 174	2	
		切向	758 ~ 759	873 ~ 875	18.2 ~ 18.5	55.4 ~ 61.6	260	60 ~ 80		
8	表面	纵向	804 ~ 826	914 ~ 928	17.8 ~ 19.4	66.4 ~ 69.7	288	86 ~ 111	20	
		切向	815 ~ 815	924 ~ 926	16.4 ~ 16.6	56.4 ~ 57.7	275	64 ~ 78		
9	$R/3$	纵向	808	924	17.4	63.0	282	69 ~ 91		
10	$R/3$	切向	837	960	17.0	53.2	282	42 ~ 59		

注：从 125 mm 大轴头上切下 ϕ725 mm × 120 mm 一片，(900 ± 10)℃水/空冷 + (620 ± 10)℃回火。

表 13.8-859　25Cr2NiMoV 钢焊接检验件力学性能

试样名称	取向	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
110 mm 厚焊缝金属	切向	545 ~ 594	662 ~ 700	22.3 ~ 19.0	68.4 ~ 65.3
140 mm 厚焊缝金属	切向	526 ~ 594	645 ~ 700	25.0 ~ 19.0	68.4 ~ 65.3
110 mm 厚焊接接头	轴向	556 ~ 643	657 ~ 735		
140 mm 厚焊接接头	轴向	543 ~ 643	655 ~ 735		
140 mm 厚焊缝金属	径向	550 ~ 544	661 ~ 669	18.0 ~ 20.4	62.1 ~ 61.8
母材	切向	780 ~ 790	896 ~ 908	16.0 ~ 17.8	56.3 ~ 61.2

表 13.8-860　25Cr2NiMoV 钢高温力学性能

取样	试验温度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}
	/℃	MPa		%		/J·cm^{-2}
取自大截面解剖试料 3 区（$R/2$ 处）热处理制度 900℃水冷 620℃炉冷	20	770	892	17.4	63.7	72、82
	300		775	13.3	57.9	185、186
	400		739	15.0	61.1	188、170
	450		693	19.3	68.2	168、161
	500		629	20.0	76.9	169、190
	525		613	22.3	83.5	149、165
	550		556	27.0	86.7	158、148

表 13.8-861　25Cr2NiMoV 钢焊接件冲击韧度 a_K

$J \cdot cm^{-2}$

焊缝中心	边缝中心	熔合线	热影响区	母材
147	131	133	175	108

表 13.8-862　不同强度水平下 25Cr2NiMoV 钢的脆性转变温度 FATT 值

取样区域	取样部位	取样方向	补充热处理制度	σ_s /MPa	a_K /$J \cdot cm^{-2}$	FATT /℃
0	中心	纵向	605～610℃回火 40 h	730	90、112	30
1	$R/2$	纵向		756	99、112	30
2	$R/2$	纵向		786	67、72	30
3	$R/2$	切向		740	47、61	
4	$R/2$	纵向		784	125、189	23
5	表面	纵向		798	72、84	26
6	表面	纵向		784	144、159	-20
7	表面	切向		746	92、115	-22
8	表面	纵向		757	152、165	-22
0	中心	纵向	620～630℃回火 40 h	695	165、176	-2
1	$R/2$	纵向		710	130、134	20
4	$R/2$	纵向		744	124、174	5
5	表面	纵向		749	112、201	-10

表 13.8-863　25Cr2NiMoV 钢母材断裂韧性

编号＼性能	J_{IC} /$N \cdot mm^{-1}$	K_{IC} /$MPa \cdot m^{1/2}$	波动范围/%	K_{IC} /$MPa \cdot m^{1/2}$	备注
2	74.8	4 154	8～13	4 232	三点弯曲试样尺寸：40 mm×40 mm×180 mm，测试 J_{IC} 再换算为 K_{IC}。J_{IC} 采用单试样法和 J_R 阻力曲线法进行测试
3	70.9	4 045			
431	84.2	4 300			
439	104.4	4 790			
441	68.7	3 880			
541	68.4	3 880			
461	69.6	3 910			
469	109.3	4 900			

表 13.8-870 和表 13.8-871 为大规范和小规范焊接条件下测得的 da/dN，表 13.8-872 为高平均应力下的 da/dN，表 13.8-873 为焊接检验件的 da/dN。

试验材料的力学性能见表 13.8-869。

6）持久强度　该钢的持久强度见表 13.8-874～表 13.8-876。

3.8　20Cr3MoWV（ЭИ415）

20Cr3MoWV 钢相当于前苏联钢号 ЭИ415，具有高的热强性和抗松弛性能，良好的淬透性。在 550～600℃长期载荷作用下，当原始状态 σ_s = 650 MPa 时，钢具有较高的稳定性和持久塑性。

表 13.8-864　25Cr2NiMoV 钢热影响区和熔合线的 K_{IC}（大规范焊接参数）

预热温度 /℃	热影响区						熔合线	
	高温回火区		部分重结晶区		重结晶区			
	编号	K_{IC} /$MPa \cdot m^{1/2}$	编号	K_{IC} /$MPa \cdot m^{1/2}$	编号	K_{IC} /$MPa \cdot m^{1/2}$	编号	K_{IC} /$MPa \cdot m^{1/2}$
150	214	3 804	213	4 132	212	3 590	208	2 354
	217	3 749					206	2 605
	219	3 128						
	平均值	3 560		4 132		3 590	平均值	2 480
250	221	3 290	242	4 242	247	4 470	222	2 340
	244	3 855	243	3 261	228	3 961	223	2 610
			245	3 834			224	2 501
			246	4 185			225	2 560
			248	4 100			226	2 675
							227	2 696
	平均值	3 573		3 906		4 216	平均值	2 565

对转子进行解剖，发现中心与边缘性能相差较大。

3.8.1　用途

该钢用于制造工作温度在 550℃以下的汽轮机转子，叶轮等大型锻件、汽轮机喷嘴组、套筒及阀杆。

3.8.2　技术条件

该钢的化学成分、力学性能要求见表 13.8-877 和表 13.8-878。

3.8.3　工艺性能

1）冶炼　电炉冶炼。

2）锻造　始锻温度为 1 180℃，终锻温度为 850℃，锻后缓冷或防白点退火。钢的变形力较大，故变形量大时温度不能太低，需在 1 000～1 050℃以上进行。

3）热处理　退火：940～970℃炉冷；调质工艺一般为：1 040～1 060℃淬火，油冷或空冷，650～720℃回火。为了使碳化钒充分溶解以提高钢的塑性和韧性，建议锻件在淬火前先在 1 050～1 100℃进行正火处理。

表 13.8-865 25Cr2NiMoV 钢热影响区和熔合线的 K_{IC}（小规范焊接参数）

预热温度 /℃	热影响区						熔合线	
	高温回火区		部分重结晶区		重结晶区			
	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}
150	452	4 147	453	4 264	444	4 196	449	2 840
			454	4 339			442	3 546
			455	5 100				
			456	4 000				
			459	4 112				
	平均值	4 147		4 363		4 196	平均值	3 193
250			462	3 352	467	3 276	432	2 624
			463	3 608	433	4 550	435	2 680
			464	3 761			438	2 027
			465	5 240				
			466	3 520				
	平均值			3 896		3 913	平均值	2 444

表 13.8-866 25Cr2NiMoV 钢焊接接头焊缝中心和边缝中心的 K_{IC}值（小规范焊接参数）（一）

预热温度/℃	焊缝中心		边缝中心	
	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}
150	202	4 110	497	3 800
	205	3 556	498	4 010
	238	4 267		
	192	4 520		
	493	3 750		
	494	2 900		
	496	3 030		
	平均值	3 733	平均值	3 905
250	254	4 397	483	3 710
	487	4 600	484	2 910
			476	2 150
	平均值	4 409	平均值	2 923

表 13.8-867 焊接接头焊缝中心和边缝中心的 K_{IC}值（小规范焊接参数）（二）

预热温度/℃	焊缝中心		边缝中心	
	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}
150	443	4 357	472	3 390
	445	4 730	473	3 600
	446	4 259	474	3 240
	447	4 514		
	475	4 572		
	平均值	4 486	平均值	3 410

续表 13.8-867

预热温度/℃	焊缝中心		边缝中心	
	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}	编号	K_{IC} /MPa·m^{1/2}
250	425	4 821	422	4 140
	434	3 049	423	3 650
	436	4 547	428	4 040
	437	4 682		
	424	4 780		
	平均值	4 376	平均值	3 943

表 13.8-868 25Cr2NiMoV 钢 K_{IC}值

MPa·m^{1/2}

取样	焊缝中心	边缝中心	熔合线	热影响区
K_{IC}	123.5	165.6	111.5	114.9

表 13.8-869 25Cr2NiMoV 钢试验材料各部位力学性能

部位 \ 性能	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	σ_K /MPa	n	注
母材	651 630	797 760	23.3 11.0	74.1 61	1 716 1 470	0.106	弦向
母材（试板）	715	856	18.4	56.0	1 512	0.059	纵向
接头	644	741	14.3	65.0			250℃（预热）
焊缝	619	716	19.0	65.5			250℃（预热）
接头	660	753	12.2	55.8			150℃（预热）
焊缝	617	732	17.3	64.8			150℃（预热）

注：母材 900℃油淬，680℃×3 h 炉冷到 250℃后空冷。

表 13.8-870 25Cr2NiMoV 钢大规范试样 da/dN 数据

部位	预热温度/℃	编号	A	n	ΔK_B /MPa·m$^{1/2}$	ΔK_{th} 10^{-8} mm/周 /MPa·m$^{1/2}$
热影响区	150	216	5.565×10^{-10}	1.66	313.8	207.2
		217	9.373×10^{-11}	1.88	314.1	228.3
		214	6.558×10^{-15}	2.74	434.8	218.5
	250	248	4.100×10^{-15}	3.51	332.9	205.7
		243	4.494×10^{-11}	2.02	310.2	234.8
		246	2.802×10^{-11}	2.17	454.4	265.8
		242	2.498×10^{-11}	2.25	460.5	
焊缝中心	150	254	4.416×10^{-14}	3.05		
		238	1.865×10^{-13}	2.86		
边缝中心	150	492 ~ 94 496 ~ 98	8.300×10^{-13}	2.71		
	250	482 ~ 484 486 ~ 488	1.352×10^{-11}	2.20		
熔合线	150	208	3.392×10^{-13}	2.85	251.4	179.4
		206	2.020×10^{-14}	3.23	496.5	345.0
		204	9.340×10^{-16}	3.68		
	250	226	9.603×10^{-10}	1.51	238.6	204.4
		225	6.610×10^{-10}	1.69	485.1	224.7
母材		218	3.166×10^{-11}	2.08	356.6	202.5
		244	1.330×10^{-11}	2.21	408.3	210.0

注：$da/dN = A(\Delta K)^n$，mm/周。

表 13.8-871 25Cr2NiMoV 钢小规范试样 da/dN 数据表

部位	预热温度/℃	编号	A	n	ΔK_B /MPa·m$^{1/2}$	ΔK_{th} (10^{-8} mm/周) /MPa·m$^{1/2}$	载荷比 R
热影响区	150	453	2.183×10^{-16}	3.951	319.0	226.8	0
		459	6.637×10^{-13}	2.780	210.9	132.7	0.3
	250	462	5.032×10^{-10}	1.641	251.0	572.3	0.5
		463	5.805×10^{-10}	1.615	247.5	824.4	0.5
		464	1.225×10^{-10}	1.884	276.8	473.2	0.5
		466	3.457×10^{-12}	2.396	350.7	212.4	0
		467	8.685×10^{-12}	2.243	294.7	162.2	0
		468	9.517×10^{-14}	2.967	315.9	224.9	0
焊缝中心	150	442	5.077×10^{-17}	4.240			0
		444	1.405×10^{-17}	4.571	272.5	227.3	0
		443	1.594×10^{-15}	3.643	310.1	255.2	0
		475	1.089×10^{-17}	4.382	482.2	229.1	0
		449	2.042×10^{-17}	4.441			0
	250	432	1.800×10^{-24}	7.167	316.9		0
		425	6.609×10^{-15}	3.415	290.5	169.1	0
边缝中心	150	472 ~ 474 476 ~ 478	9.996×10^{-13}	2.730			0.1
	250	422 ~ 424 425 ~ 428	6.146×10^{-15}	3.480			0.1
		433	2.418×10^{-16}	4.018	360.8	292.0	0
		437	4.8×10^{-20}	5.700	270.3	238.1	0

表 13.8-872 25Cr2NiMoV 钢高平均应力下的疲劳裂纹扩展速率的参量

部位	编号	预热温度/℃	A	n	ΔK_B /MPa·m$^{1/2}$
热影响区	46	250	2.802×10^{-11}	2.17	454
	42	250	2.498×10^{-11}	2.25	400
	14	150	6.558×10^{-13}	2.74	435
熔合线	25	250	6.610×10^{-10}	1.69	485
	06	150	2.023×10^{-14}	3.23	497
	04	150	9.491×10^{-16}	3.68	—

注：$R=0$ 平均载荷 $P_m = 13 \sim 14$ kN。

表 13.8-873 25Cr2NiMoV钢焊接检验件疲劳特性

取样	第Ⅱ阶段裂纹扩展速率（da/dN）/mm·周$^{-1}$		
	A	n	ΔK_{th}/MPa·m$^{1/2}$
母材	6.013×10^{-15}	4.30	267.4
熔合线	8.058×10^{-15}	4.13	220.7

表 13.8-874 25Cr2NiMoV钢持久强度

取样	试验温度/℃	最长断裂时间/h	最长断裂时间下的持久塑性 δ_5/%	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa
取自大截面解剖试料3区（R/2处）	400	16 009.5	22.8	540
	500	6 200.4	12.0	275
	525	6 776.7		209

表 13.8-875 25Cr2NiMoV钢L-M参数法外推持久强度

试验温度/℃	外推应力值/MPa			
	$\sigma_{1\times10^2}$	$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
400	620	597	549	481
450	569	502	421	334
500	461	369	278	197
525	396	301	214	143
550	330	237	159	99

4）焊接性能 焊接性能受限制，手工焊前预热温度不低于350℃，自动焊时不低于380℃。焊后建议不经中间冷却而直接高温回火，回火温度不低于640~660℃，保温时间不少于8 h，炉冷。手工焊焊条用ST-2（工厂牌号），焊缝金属化学成分见表13.8-879。

3.8.4 性能

1）物理性能 见表13.8-880。

2）C曲线 20Cr3MoWV钢的等温转变曲线和连续冷却转变曲线如图13.8-355和图13.8-356所示。

表 13.8-876 25Cr2NiMoV钢持久强度试验数据

温度/℃	应力/MPa	时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa			
					$\sigma_{1\times10^2}$	$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$
400	549	16 009.5	23	65	643	601	516	424
	588	1 963.2	23	70				
	568	9 730.5	20	64				
	627	237.8	20	72				
	490	>7 000						
450	490	735.3	18	66	554	490	433	383
	451	5 951.1	19	63				
	549	127.0	22	71				
	568	68.8	24	75				
	412	24 325.6	18	40				
500	451	157	24	75	476	385	312	252
	412	481	18	69				
	372	1 882	17	41				
	333	6 200.5	12	55				
	294	13 602.4	2.1	9.4				
525	372	435	19	55	419	316	237	179
	333	814	22	44				
	412	66.1	17	69				
	392	141.5	25	73				
	294	2 752.5	18	28				
	274	4 229.2	14	28				
	255	6 776.7		49				
	196	19 045.0		一试样弯				
550	372	13	35	29	296	219	162	119
	333	33	29	77				
	333	73	24	72				
	294	128	26	83				
	294	139	38	79				
	255	577	32	70				
	255	311	39	78				
	235	218	22	49				
	196	1 992	37	81				
	216	1 143	41	74				
	157	6 151	26	65				

表 13.8-877 20Cr3MoWV钢化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	W	Cr	V	Mo	Ni	S	P
GB/T 3077—1999	0.17~0.24	0.17~0.37	0.30~0.60	0.30~0.60	2.60~3.00	0.70~0.90	0.35~0.50	≤0.30	≤0.025	≤0.025
YB6—71	0.17~0.24	0.20~0.40	0.30~0.60	0.30~0.60	2.60~3.00	0.70~0.90	0.35~0.50		≤0.030	≤0.035
ГОСТЗИ415	0.16~0.24	≤0.40	0.25~0.60	0.30~0.50	2.40~3.30	0.60~0.85	0.35~0.55	≤0.50	≤0.030	≤0.035

表 13.8-878 20Cr3MoWV钢力学性能

技术条件	用途	热处理制度	取样位置	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB（退火状态）
					MPa		%			
					≥					
GB/T 3077—1999	截面厚度≤80 mm	1 050℃空冷或油冷，720℃水或油冷	纵向	室温	635	785	14.0	40.0	69	≤229
工厂标准	叶轮	950~960℃退火，1 020~1 050℃淬火油冷，680~700℃回火	切向	20	735	883	12.0	45.0	39	
				450	637	716	9.0	35.0	69	
				500	608	637	9.0	35.0	69	

续表 13.8-878

技术条件	用途	热处理制度	取样位置	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB（退火状态）
					MPa		%			
					≥					
工厂标准	转子	950～960℃退火，1 050～1 100℃正火，980～1 020℃淬火油冷，660～680回火	纵向	20	637	785	13.0	40.0	49	
				470	490					
				550	392					
			切向	20	608	745	10.0	32.0	39	
				470	466					

表 13.8-879 20Cr3MoWV 钢焊缝金属化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	S	P	Ni
0.08～0.12	0.25～0.40	0.7～1.0	1.5～1.7	0.8～1.0	0.35～0.50	0.3～0.5	≤0.02	≤0.025	≤0.4

表 13.8-880 20Cr3MoWV 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.79							
线胀系数 α_l /10^{-6}K^{-1}	20～400℃	20～450℃	20～500℃	20～550℃	20～600℃			
	12.30	12.60	12.75	12.84	13.82			
热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃
	38.5	35.6	33.1	31.4	30.6	29.7	29.3	28.9
临界点 /℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}				
	800～830	900～950	680～700	790～800				
弹性模量 E/GPa	20℃	200℃	300℃	400℃	450℃	500℃	550℃	600℃
	211	204	197	190	185	180	174	167

图 13.8-355 20Cr3MoWV 钢的等温转变曲线

化学成分（质量分数）/% C 0.22 Cr 2.80 Ni 0.33 Mo 0.41 W 0.46 V 0.65

奥氏体化温度 1 000℃

3）力学性能 钢的室温力学性能见表 13.8-881。转子锻件、叶轮锻件和燃气轮机叶轮高温短时力学性能见表 13.8-882～表 13.8-884。

4）疲劳性能 钢的室温与高温旋转弯曲疲劳性能见表 13.8-885。室温与高温低周疲劳性能见表 13.8-886。热机械疲劳性能见表 13.8-887。

5）断裂力学性能 钢的断裂韧度 K_{IC} 见表 13.8-888 和表 13.8-889。疲劳裂纹扩展速率 da/dN 见表 13.8-890。

图 13.8-356 20Cr3MoWV 钢的连续冷却转变曲线

化学成分（质量分数）/% C 0.22 Cr 2.80 Ni 0.33 Mo 0.41 W 0.46 V 0.65

奥氏体化温度 1 000℃

表 13.8-881 20Cr3MoWV 钢室温力学性能

热处理制度	取样位向	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 150℃正火，1 050℃油冷，700℃回火	100～150 mm 及 600～1 000 mm 的叶轮切向	746	877	13	49	37
调质	燃气轮机用叶轮	681	791	18	68	
ϕ860 mm 转子本体	轴向取样	637	760	17	66	186
	切向取样	639	776	17	62	127
	径向取样	610	753	14	58	90

表 13.8-882 20Cr3MoWV 钢转子锻件高温力学性能

取样（ϕ860 mm 转子）	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
圆周部分取样，轴向	20	650	775	17.5	66.4	190
	420	530	609	19.7	65.1	197
	450	540	612	15.5	64.5	205
	475	520	583	16.6	69.0	168
	500	507	554	17.0	70.0	182

续表 13.8-882

取样（ϕ860 mm转子）	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
圆周部分取样，切向	20	652	791	16.8	61.6	130
	420	565	651	13.0	58.1	134
	450	570	627	13.1	60.0	138
	475	550	611	14.7	64.0	129
	500	535	582	16.1	64.2	124
圆周部分取样，径向	20	622	768	14.5	58.0	92
	420	537	618	13.7	57.9	110
	450	525	595	14.6	54.6	120
	475	518	581	15.5	64.4	98
	500	521	580	15.9	60.2	113
离锻件中心线 80 mm 处取样，切向	20	608	765	16.0	49.5	67
	425	500	594	13.5	46.9	126
	450	476	570	15.0	55.0	17
	475	498	578	15.3	51.2	97
	500	467	518	15.3	57.4	120
离锻件中心线 285 mm 处取样，切向	20	593	753	17.1	53.3	104
	300	538	633	12.5	53.0	115
	420	530	620	12.0	52.9	110
	450	523	592	13.0	49.8	116
	475	523	584	14.9	56.6	102
	500	512	564	14.6	58.1	102
	550	439	464	18.5	68.3	101
离锻件中心线 420 mm 处取样，切向	20	650	780	16.6	54.1	101
	420	548	633	13.3	54.0	130
	450	552	624	13.1	61.9	117
	475	538	592	14.7	62.3	125
	500	532	676	14.0	60.2	119

表 13.8-883 叶轮锻件高温力学性能

取样	热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K
			MPa		%		/J·cm^{-2}
从厚 100 ~ 150 mm 及 ϕ600 ~ 1 000 mm的叶轮上取切向试样	正火 1 150℃，淬火 1 050℃ 油冷，回火 700℃	20	761	894	12.8	49.3	38
		200	708	802	12.4	54.5	67
		300	714	796	10.1	38.6	91
		400	672	740	9.3	33.4	88
		450	629	657	11.6	45.0	98
		500	622	643	11.1	44.0	76
		550	563	576	11.6	44.2	68
		580	490	501	9.6	27.0	78
		600	484	498	9.7	23.1	63

表 13.8-884 20Cr3MoWV 钢机用叶轮高温短时力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b/MPa	δ_5	ψ
			%	
调质	350	618	14	70
	450	583	16	69
	550	471	18	79

表 13.8-885 20Cr3MoWV 钢室温和高温旋转弯曲疲劳性能

温度/℃		20	400	500	550	600
疲劳极限 σ_{-1}/MPa	指定寿命 10^7	490 ~ 520	471	431	284	275
	指定寿命 10^8	471			235	226

表 13.8-886 20Cr3MoWV 钢高温及高温低周疲劳性能

频率/Hz	试验温度/℃	总应变范围/%	非弹性应变范围/%	弹性应变范围/%	失效循环周次 N_f/次
应变速率 $\dot{\varepsilon}=2.0\times10^{-2}s^{-1}$	20	0.70	0.18	0.52	8 000
		0.90	0.24	0.66	2 500
		1.00	0.32	0.68	2 300
		1.40	0.72	0.68	810
		2.00	1.28	0.72	300
		3.00	2.20	0.80	145
0.008	350	1.01	0.39	0.62	910
		1.02	0.56	0.46	776
		1.60	1.12	0.48	324
		2.02	1.36	0.66	240
	450	0.80	0.35	0.45	740
		0.81	0.29	0.52	770
		1.01	0.53	0.46	465
		1.02	0.56	0.46	776
		1.62	1.12	0.48	324
	550	0.60	0.17	0.43	1 080
		0.81	0.46	0.35	810
		1.00	0.63	0.37	350
		1.00	0.50	0.50	304
		1.00	0.53	0.47	400
		1.02	0.56	0.46	350
		1.21	0.67	0.51	305
		1.62	1.11	0.51	274
		1.63	1.20	0.43	204

注：应变控制：失效判据为载荷下降到最大载荷的 3/4。

表 13.8-887 20Cr3MoWV 钢热机械疲劳性能

频率/Hz	试验温度/℃	试验类型	总应变范围/%	非弹性应变范围/%	失效周次 N_f/次
0.008	200 ~ 500	逆相位	0.81	0.42	1 360
			1.00	0.54	956
			1.36	1.13	307
			2.25	1.67	202
		同相位	1.00	0.56	1 200
			1.23	0.80	1 050
			1.33	0.87	420
			1.67	1.18	360

表 13.8-888 20Cr3MoWV 钢断裂韧度 K_{IC}

试验温度/℃	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
20	76.3
	73.8
57	110
100	133

6）持久强度和蠕变极限　见表 13.8-891 和表 13.8-892。图 13.8-357 为 20Cr3MoWV 钢的 L－M 参数曲线。

7）应力松弛性能　表 13.8-893 为 ЭИ415 钢的应力松弛性能。

3.9 3Cr13

3Cr13 钢属马氏体类不锈钢，因其碳含量较高，故强度、硬度、淬透性均比 1Cr13、2Cr13 为高，但其抗蚀性及耐热性较后两者低，且不宜焊接。

表 13.8-889　ЗИ415 钢的断裂韧度

试样尺寸 /mm	试验温度 /℃	试验部件	屈服强度 σ_s /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	备注
20×25	28~30	燃气轮机涡轮盘，670℃×20 h 再回火	701	19.8~74.1	2 068~3 989	
25×20	28~30		692	21.3~70.9	2.36~3 910	
18×36	30	燃气轮机叶轮	682（一级叶轮）818~828（二级叶轮）	35.3	2 827	K_{IC}由裂纹张开位移 COD 换算
18×36	29			38.0	2 940~3 009	
18×36	28			38.6	2 950	
18×36	28			24.7	2 362	

表 13.8-890　20Cr3MoWV 钢高温下疲劳裂纹扩展速率

试验条件	温度/℃	A	n	$da/dN = A\cdot(\Delta K)^n$	备注
CT 试件，应力比 $R=0.1$，$f=80$ Hz，$P_{max}=11.77$ kN 电位法测试	19	1.159×10^{-9}	3.37	$da/dN=1.159\times10^{-9}\ (\Delta K)^{3.37}$	
	80	3.770×10^{-9}	3.06	$da/dN=3.77\times10^{-9}\ (\Delta K)^{3.06}$	
	150	2.076×10^{-9}	3.16	$da/dN=2.076\times10^{-9}\ (\Delta K)^{3.16}$	
	250	2.464×10^{-9}	3.09	$da/dN=2.464\times10^{-9}\ (\Delta K)^{3.09}$	
	400	4.092×10^{-9}	3.13	$da/dN=4.092\times10^{-9}\ (\Delta K)^{3.13}$	
	550	9.226×10^{-9}	2.90	$da/dN=9.226\times10^{-9}\ (\Delta K)^{2.90}$	
	28	2.15×10^{-12}	2.68	$da/dN=2.15\times10^{-12}\ (\Delta K)^{2.68}$	da/dN 单位是 mm/周，ΔK 单位是 MPa·m$^{1/2}$

表 13.8-891　20Cr3MoWV 钢蠕变极限及持久强度

取　样	热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{1\times10^{4}}$	$\sigma_{1\times10^{5}}$
			MPa			
从厚 100~150 mm，ϕ600~1 000 mm 的叶轮上取切向试样，原始室温 σ_s 为 735 MPa	正火 1 150℃，淬火 1 050℃油冷，回火 700℃	450	338	245	436	392
		500	275	172	363	333
		525			333	291
		550		88	232	181
		580		59	172	127
		600	83	22	108	66.7
ϕ860 mm 转子，离锻件中心线距离 285 mm 处取切向试样，原始室温 σ_s 为 637 MPa	正火 1 050~1 100℃，淬火 980~1 020℃油冷，回火 660~680℃	475	255	147	289	255
		500	245	118	245	206
		550		83	186	137
		600			103	66.7
等温线法		550			254	219

表 13.8-892　20Cr3MoWV 钢持久强度试验值

热处理制度	试验温度 /℃	应力 /MPa	断裂时间 /h	δ /%	ψ /%	持久强度/MPa $\sigma_{1\times10^4}$	持久强度/MPa $\sigma_{1\times10^5}$
调质	550	333	42	14	77	260	243
		314	3	22	79		
		294	784	15	71		
		284	94				
		275	2 025	11	59		
		265	10 371	9.7	31		
		245	5 905	7.2	20		

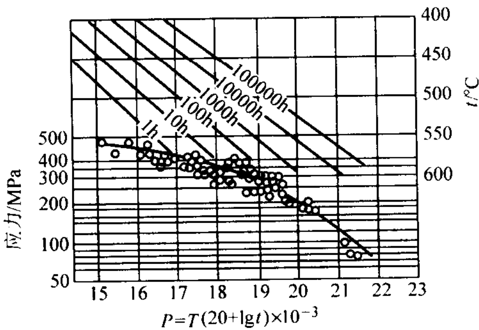


图 13.8-357　ЭИ415 钢的 L-M 参数曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

表 13.8-893　20Cr3MoWV 钢抗松弛性能

试样状态	试验温度 /℃	初应力 σ_0 /MPa	经下列时间后（h）的剩余应力/MPa								
			100	500	1 000	2 000	2 500	3 000	4 000	5 000	10 000
叶轮上取样 HB = 302	450	300	215	201	198	193		191		(188)	(180)
		250	178	172	166	165		161		(156)	(148)
	500	300	189	178	177	174		169		(157)	(137)
		250	152	155	150	147		140		(133)	(120)
		200	131	126	123	118		117		(112)	104
	550	300	174	159	148	137		127	121	115	(85)
		250	146	134	127	118		108	102	97	(73)
		200	122	111	104	95		88	83	76	(53)
		150	92	85	78	70		66	62	60	(44)
从棒料上取样热处理：1 000℃油冷，650℃×2 h 回火 HB = 277 ~ 286	450	350	249	239	232	221		217	212	209	(198)
	550	300	196	178	168	150		144	132	125	(86.3)
		250	169	154	143	129		121	110	108	(76.5)
	540	300	179	145	126	97	91			(69.6)	
		250	150	125	106	89	83			(60.8)	
		200	117	99	91.2	75.5	74.5			(53.0)	
		300	226	188	155	133	131		114	102	

注：括号内为外推数值。

3.9.1　用途

可以制造工作于 400 ~ 450℃以下的中、低压汽轮机汽封弹簧片、弹簧，以及弱腐蚀介质作用下的耐磨件。按其热稳定性，可在 600 ~ 650℃下工作。

3.9.2　技术条件

3Cr13 钢及其相近似的外国钢号的化学成分与力学性能见表 13.8-894 和表 13.8-895。

表 13.8-894　3Cr13 钢化学成分（质量分数）　%

国别	技术条件	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
中国	GB/T 1220—1992 3Cr13	0.26 ~ 0.40	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	≤0.60	12.00 ~ 14.00
日本	JIS G4303—1991 SUS 420J2	0.26 ~ 0.40	≤1.00	≤1.00	≤0.040	≤0.030	≤0.60	12.00 ~ 14.00
前苏联	ГОСТ 5632—72 30X13	0.26 ~ 0.35	≤0.80	≤0.80	≤0.030	≤0.025	≤0.60	12.00 ~ 14.00

表 13.8-895　力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ	ψ	HRC	a_K /J·cm^{-2}	HB
				%				
GB/T 1220—1992 3Cr13	920 ~ 980℃油冷，600 ~ 750℃快冷	539	735	12	40	217HB		217
工厂标准 3Cr13	1 000 ~ 1 020℃油淬，480 ~ 520℃回火					40 ~ 46 或 37 ~ 42		
	1 000 ~ 1 020℃油淬，650 ~ 750℃回火					285 ~ 341HB		
JIS G 4303—1991 SUS 420J2	920 ~ 980℃油冷，600 ~ 750℃快冷	539	735	12	40	217HB	29	
MTY 13—53 3X13	强度等级 600 MPa	588	804	12	45		39	
	强度等级 700 MPa	686	883	12	40		29	
	强度等级 800 MPa	785	932	10	35		25	

3.9.3　工艺性能

1）冶炼　该钢采用电炉冶炼。

2）热加工　该钢加热温度为 1 180℃，始锻温度为 1 150℃，终锻温度为 850℃。

3Cr13 钢导热性差，热应力较大，故宜先慢加热至 850℃。然后快速加热到锻造温度，锻后炉冷。

3Cr13 钢在热加工过程中变形抗力较高，易产生表面缺陷，故在锻造或轧制时，压下量要小些，终锻温度宜稍高一些。

3）热处理　3Cr13 钢各种热处理制度见表 13.8-896。

表 13.8-896　3Cr13 钢各种热处理制度

项目	用途	加热温度/℃	冷却方式	热处理后硬度
完全退火	软化组织，消除内应力	800～900 常用 860	炉冷	≤207HB
再结晶退火	软化组织，消除内主应力	780～800	空冷	
淬火	为回火进行组织准备	1 000～1 020	油冷	HRC = 51～56
回火	高硬度刃具等	200～300	空冷或油冷	≥48HRC
回火	弹簧或其他零件	480～520	空冷或油冷	HRC = 40～46（做弹簧）或 37～42
回火	要求综合性能较好的结构零件	650～720 根据需要而定	空冷或油冷	HB = 285～341

表 13.8-897　3Cr13 钢物理性能

密度/$g \cdot cm^{-3}$	7.74		临界点/℃		A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 482～1 510				800	836	742	699
温度/℃			室温	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa			222	218	212	204	195	183
切变模量 G/GPa			860	845	817	792	743	706
泊松比 μ			0.29	0.29	0.29	0.29	0.31	0.30
热导率 $\lambda/W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$				24.6	28.5	28.6	28.9	28.2
比热容 $c/J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$				473	502	531	544	553
线胀系数（与 20℃之间）α_l /$10^{-6}K^{-1}$				10.21	10.78	11.13	11.46	11.67

4）焊接　该钢焊接性能受限制，焊前预热 250～300℃，焊后冷却到 150℃左右，再经去应力退火。焊条用新铬 219。

3.9.4　性能

1）物理性能　3Cr13 钢的物理性能见表 13.8-897。

2）奥氏体转变曲线　3Cr13 钢等温和连续冷却转变曲线如图 13.8-358～图 13.8-360 所示。

3）力学性能　3Cr13 钢不同热处理制度下的力学性能见表 13.8-898；高温力学性能见表 13.8-899；力学性能与回火温度的关系如图 13.8-361 所示。

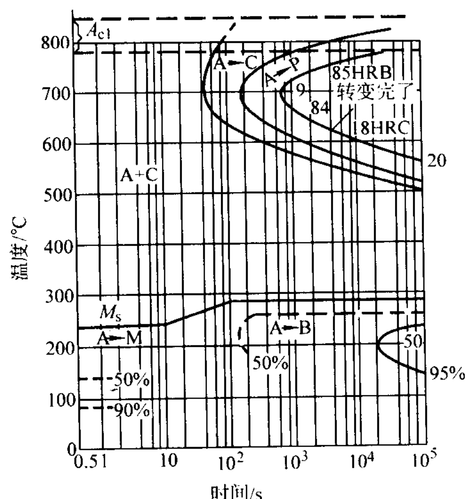
4）蠕变强度　3Cr13 钢的蠕变强度见表 13.8-900 和图 13.8-362。

5）断裂韧度　钢材经 950℃油淬、600℃回火处理，采用 15 mm × 18 mm × 72 mm 的三点弯曲试样（5 个），测得 J_{IC} 的平均值为 51.6 N/mm，最大偏差为 9.2 N/mm。

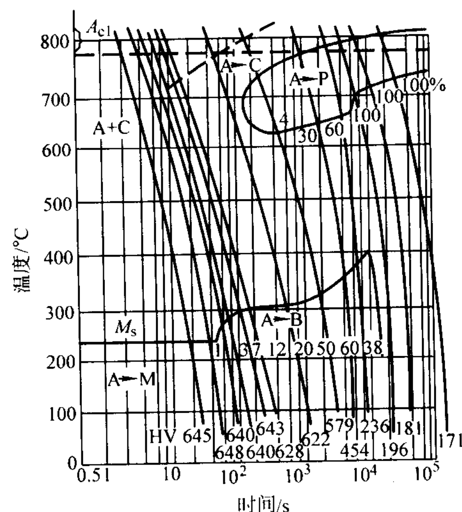
6）疲劳性能

① 经 950℃油淬、600℃回火处理的钢材，其疲劳裂纹扩展速率 da/dN 为：

$$da/dN = 3.519\,3 \times 10^{-11}\ (\Delta K)^{4.94}$$



(a) 3Cr13钢等温转变曲线



(b) 3Cr13钢连续冷却转变曲线

图 13.8-358　3Cr13 钢奥氏体转变曲线

试验钢化学成分(质量分数)/%	C	Si	Mn	Cr	Ni
	0.25	0.37	0.29	13.4	0.13

A_{c1} 范围 790～840℃；奥氏体化温度 980℃

② 具有指定存活率的疲劳极限和疲劳寿命见表 13.8-901 和表 13.8-902；光滑试样的 $P-\sigma-N$ 曲线如图 13.8-363 所示。

7）抗松弛性能　3Cr13 钢 450℃下的抗松弛性见表 13.8-903；抗松弛性曲线如图 13.8-364 和图 13.8-365 所示。

8）组织性能稳定性　3Cr13 钢（试样经 1 000℃空冷，650℃回火）在 500℃、550℃和 600℃下长期时效后的力学性能如图 13.8-366 所示。

9）化学性能　该钢的化学性能如下。

① 抗腐蚀性　3Cr13 钢抗腐蚀性能较 1Cr13 和 2Cr13 钢低，抗大气腐蚀为 2 级。经热处理和抛光处理后抗腐蚀性能更稳定。

② 抗氧化性　强烈氧化开始温度为 750℃。

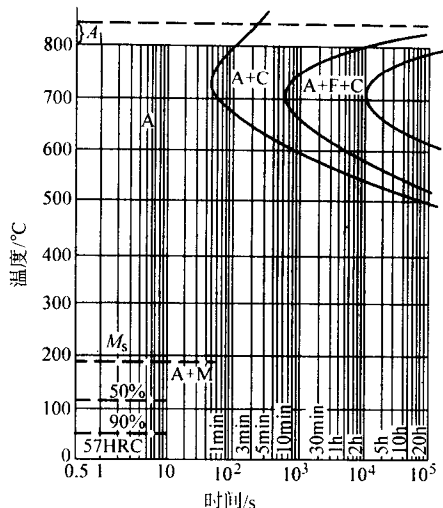


图 13.8-359　3Cr13 钢等温转变曲线

化学成分（质量分数）/%　C 0.25　Si 0.37　Mn 0.29　Cr 13.4　Ni 0.13

奥氏体化温度 1 100℃

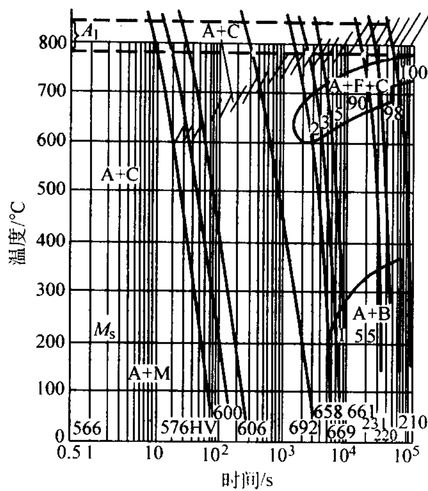


图 13.8-360　3Cr13 钢连续冷却转变曲线

化学成分（质量分数）/%　C 0.25　Si 0.37　Mn 0.29　Cr 13.4　Ni 0.13

奥氏体化温度 1 250℃

表 13.8-898　3Cr13 钢不同热处理制度下的力学性能

热处理制度				σ_P	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ	HRC	a_K
淬火温度/℃	冷却	回火温度/℃	保温时间/h	MPa			%			/J·cm^{-2}
950	油	400	2	1 220	1 300	1 480	12.5	48		40
	空气			1 200	1 290	1 440	11.5	48		43
1 000	油	400	2	1 200	1 360	1 700	13.5	50		43
	空气			1 260	1 430	1 710	14.0	49		45
1 050	空气	400	1	1 180	1 390	1 750	15.0	54		13
			2	1 180	1 400	1 730	14.0	53		27
			5	1 170	1 410	1 740	13.0	51		35
	油	400	1	1 200	1 400	1 720	15.0	56		55
			2	1 200	1 390	1 700	14.0	57		55
			5	1 230	1 440	1 720	15.5	54		60
		400	未回火						55	7
			10 min						46	50
			30 min						44	54.5
			1						44	57
									44	
			35						44	60

表 13.8-899　3Cr13 钢高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\sigma_{1\times10^5}$	δ	ψ	a_K
		MPa			%		/J·cm^{-2}
1 000℃正火，650℃回火	20	715	965		16	52.3	55
	200	670	835		14	57.5	130
	300	640	790		13	53.0	125
	400	585	720	134	12.5	52.5	160
	450			84			170
	500	540	620		14	54.5	165
	550	495	540		16.5	69.5	160
	600	420	460		21	80.5	160

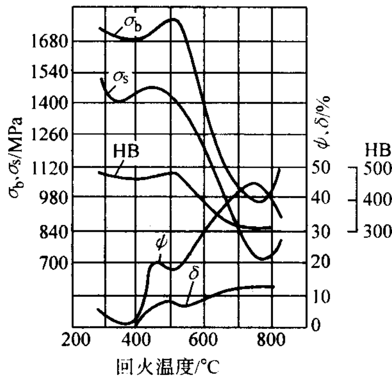


图 13.8-361　3Cr13 钢力学性能与回火温度的关系
（淬火温度 1 000℃，油冷）

表 13.8-900 3Cr13 钢蠕变强度

试验温度/℃	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa
400	131
450	82

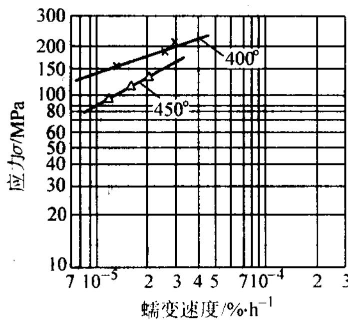


图 13.8-362 3Cr13 钢蠕变曲线

表 13.8-901 3Cr13 钢具有指定存活率（%）的疲劳极限

试样形状	指定存活率下的疲劳极限 σ_{-1}/MPa(指定寿命 10^7)				
	50%	90%	95%	99%	99.9%
圆柱形 ϕ9.48×162	370	354	349	341	331

表 13.8-902 3Cr13 钢具有指定存活率的疲劳寿命 N_p（圆柱形试样）

疲劳寿命/10^3 应力/MPa 存活率/%	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	a_P	b_P
	560	490	430	395		
N_{50}	29.5	102.4	345.6	762.0	30.068 6	-9.314 8
N_{90}	16.9	61.1	214.6	485.3	30.651 0	-9.614 5
N_{95}	14.5	52.8	187.5	427.1	30.816 0	-9.699 4
N_{99}	10.8	40.2	145.5	336.1	31.125 1	-9.858 5
$N_{99.9}$	7.7	29.5	109.6	256.9	31.473 2	-10.037 5

注：$l_g N_p = a_p + b_p l_g \sigma$。

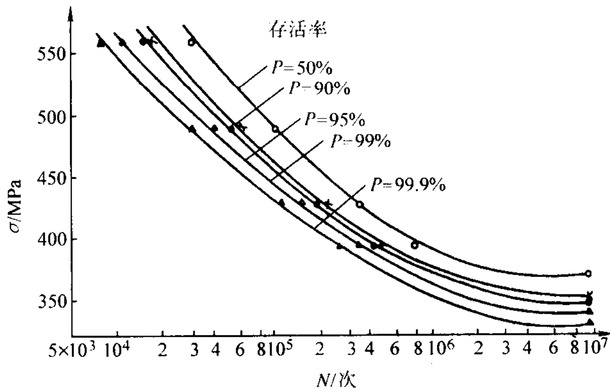


图 13.8-363 3Cr13 钢光滑试样 $P-\sigma-N$ 曲线

表 13.8-903 3Cr13 钢抗松弛性能

试验温度/℃	初应力 σ_0/MPa	在下列时间（h）后的剩余应力/MPa						
		100	500	1 000	2 000	3 000	4 000	5 000
450	300	136	117	113	108	102		(94)
	250	128	105	95	86	78	77	(68)
	200	113	94	86	80	73	71	(64)
	150	82	72	63	54	52	50	(46)

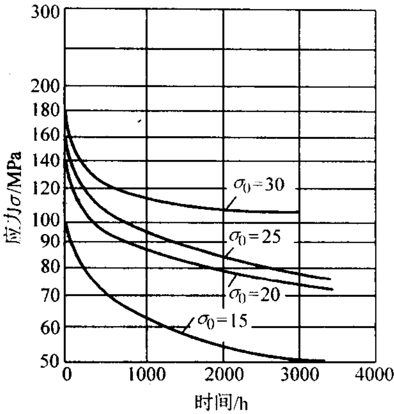


图 13.8-364 3Cr13 钢 450℃的抗松弛性曲线

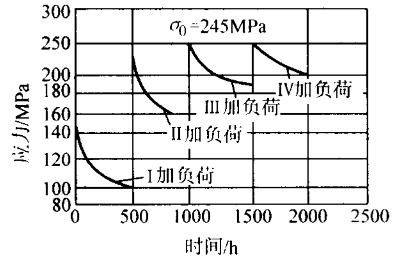


图 13.8-365 3Cr13 钢 450℃的抗松弛性曲线（重复加载）

3.10 2Cr12WMoVNbB（18X12BMБЮ、ЭИ993）

2Cr12WMoVNbB 钢是质量分数为 12% 铬钢的改良型钢之一，适当添加铌和硼元素，可提高热强性能，抗松弛性能也好，可长期在 550～590℃以下使用。当温度较高时，钢的持久强度逐渐降低。相当于原苏联 ЭИ993 钢。

3.10.1 用途

该钢可用于工作温度 590℃以下的叶片及 565℃以下的紧固件材料。大型机组的喷嘴材料等。

3.10.2 技术条件

1）化学成分 2Cr12WMoVNbB 钢技术条件规定的化学成分见表 13.8-904。

2）力学性成 2Cr12WMoVNbB 钢技术条件规定的力学性能见表 13.8-905。

3.10.3 工艺性能

1）冶炼方法 电弧炉熔炼或电弧炉加电渣重熔。喷嘴材料常用精密铸造。

2）热加工 加热温度为 1 180℃，始锻温度为 1 150℃，终锻温度为 850℃，锻轧后应缓冷。

3）热处理 1 050～1 150℃油淬，650～700℃空冷。金相组织为回火马氏体。

3.10.4 性能

1）物理性能 2Cr12WMoVNbB 钢物理性能见表 13.8-906。

2）力学性能 2Cr12WMoVNbB 钢室温及高温力学性能见表 13.8-907。

3）持久强度和蠕变极限 2Cr12WMoVNbB 钢持久强度及蠕变极限见表 13.8-908。

4）抗松弛性能 2Cr12WMoVNbB 钢抗松弛性能见表 13.8-909。

5）抗氧化性能 2Cr12WMoVNbB 钢抗氧化性能见表 13.8-910。

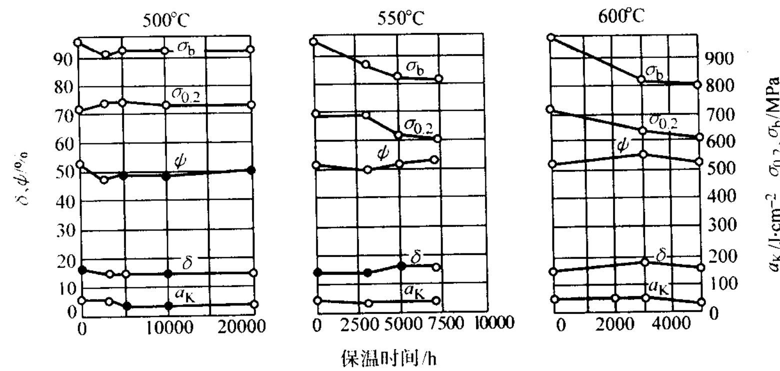


图 13.8-366 3Cr13 钢在各种温度保温后 20℃时的力学性能
（热处理制度 1 000℃空冷，650℃回火）

表 13.8-904 2Cr12WMoVNbB 钢化学成分（质量分数） %

国别	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	Nb	B	S	P
中国	YB/Z 8—75 2Cr12WMoVNbB	0.15 ~ 0.22	≤ 0.50	≤ 0.50	11.00 ~ 13.00	≤ 0.60	0.40 ~ 0.70	0.40 ~ 0.60	0.15 ~ 0.30	0.20 ~ 0.40	≤ 0.003	≤ 0.025	≤ 0.030
前苏联	ГОСТ 5632—72 18X12ВМБФР	0.15 ~ 0.22	≤ 0.50	≤ 0.50	11.00 ~ 13.00	≤ 0.60	0.40 ~ 0.70	0.40 ~ 0.60	0.15 ~ 0.30	0.20 ~ 0.40	≤ 0.003	≤ 0.025	≤ 0.030

表 13.8-905 2Cr12WMoVNbB 钢力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_K	硬度	
		MPa		%		$/J\cdot cm^{-2}$	HB	压痕直径/mm
YB/Z 8—75 2Cr12WMoVNbB	1 150℃ × 30 min 油淬，（680 ~ 700℃） × 2 h 空冷	735	883	15	50	49		3.35 ~ 3.5
工厂标准 2Cr12WMoVNbB	1 050℃油淬，650 ~ 700℃空冷	490	735	14		59	269 ~ 302	3.5 ~ 3.7

表 13.8-906 2Cr12WMoVNbB 钢物理性能

临界点/℃					A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
					880	910 ~ 950		
温度/℃	室温	100	200	300	400℃	500℃	600℃	700℃
弹性模量 E/GPa	228		215	209	195	188	173	
热导率 $\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	27.6							
线胀系数（与 20℃之间）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$		11.15	11.30	11.40	11.80	12.00	12.15	12.15

表 13.8-907 2Cr12WMoVNbB 钢高温力学性能

试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ	ψ
	MPa		%	
20	670 ~ 820	900 ~ 1 000	14 ~ 18	45 ~ 60
200	660 ~ 800	850 ~ 980	13 ~ 17	47 ~ 60
300	640 ~ 780	800 ~ 930	12 ~ 17	48 ~ 60
400	600 ~ 740	720 ~ 880	12 ~ 16	50 ~ 62
500	540 ~ 700	630 ~ 820	13 ~ 17	53 ~ 65
550	500 ~ 660	580 ~ 750	13 ~ 18	55 ~ 70
600	450 ~ 620	520 ~ 700	14 ~ 20	60 ~ 75
650	400 ~ 580	450 ~ 640	16 ~ 21	65 ~ 78

表 13.8-908 2Cr12WMoVNbB 钢持久强度和蠕变极限

试验温度 /℃	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{2\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
	MPa				
560	250 ~ 310	260	220 ~ 260	200	150
590	210 ~ 240		170 ~ 200	140	100
600		200			
620	140		110		

表 13.8-909 2Cr12WMoVNbB 钢抗松弛性能

温度 /℃	初应力 σ_0 /MPa	下列时间（h）后的剩余应力/MPa					
		200	500	1 000	2 000	4 000	10 000
550	300	160	150	140	130	120	(87)
565	300	170	150	140	130		(87)

表 13.8-910 2Cr12WMoVNbB 钢抗氧化性能

温度/℃	400	500	800	900
100 h 平均氧化速度 $/g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1}$	0.004 ~ 0.010	0.015 ~ 0.023	0.030 ~ 0.034	3.55 ~ 7.51

3.11 Refractaloy—26（R—26）

Refractaloy - 26 合金为美国钢号，属于镍铬钴铁基沉淀硬化型高温合金。具有高的持久强度和抗松弛性能。

3.11.1 用途

该钢用于大型汽轮机高温螺栓、汽封弹簧、叶片及其他高温零件。使用温度不超过677℃。

3.11.2 技术条件

1）化学成分 R—26合金技术条件规定的化学成分见表13.8-911。

表13.8-911 R—26钢的化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Cr	Ti	Mo	Al	B
工厂标准	≤0.08	≤1.50	≤1.00	≤0.030	≤0.030	35.00~39.00	18.00~22.00	16.00~20.00	2.50~3.00	2.50~3.50	≤0.25	0.001~0.01

2）力学性能 R—26合金技术条件规定的力学性能见表13.8-912。

表13.8-912 R—26钢的力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	HB	HRC	HRB
		MPa		%				
工厂标准	(1 024±13)℃×30 min 油或水冷，(816±8℃)×20 h，冷却到(732±8)℃×20 h空冷	555	1 000	15	20	262~331	26~35.5	
	(1 024±13)℃×30 min油或水冷					≤217		≤96.5

3）100 h断裂强度 R—26合金技术条件规定的100 h断裂强度见表13.8-913。

表13.8-913 R—26钢100 h断裂强度

技术条件	试验温度/℃	热处理制度	应力/MPa	断裂时间/h	断后伸长率/%
工厂标准	566	(1 024±13)℃×30 min油或水冷，(816±8)℃×20 h，冷却到(732±8)℃×20 h空冷	603	≥100	≥5
	649		380	≥100	≥5

3.11.3 工艺性能

1）冶炼方法 高频感应炉熔炼。

2）热处理 固溶处理温度为(1 024±13)℃，保温大于30 min，油或水冷。沉淀硬化处理温度为(816±8)℃，保温20 h，待冷却到(723±8)℃时保温20 h，空冷。

3.11.4 性能

1）物理性能 R—26钢的物理性能见表13.8-914。

表13.8-914 R—26钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	熔点/℃							
8.21	1 343~1 371							
温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	215		185 (538℃)	176 (649℃)	163 (732℃)	148 (816℃)	137 (871℃)	
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	11.3							
比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}		4.52						
线胀系数（与21℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}			14.0 (93℃)	14.2 (204℃)	14.4 (316℃)	14.4 (427℃)	14.8 (538℃)	15.1 (649℃)

2）力学性能 R—26钢的室温及高温短时力学性能见表13.8-915。

表13.8-915 R—26钢的力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ
		MPa		%	
(1 024±13)℃×30 min固溶，(816±8)℃×20 h(732±8)℃×20 h空冷	24	587~643	1 102~1 171	30.00~29.43	36.18~40.13
	371	545~601	981~1 048	21.43~25.86	17.59~43.96
	482	534~590	971~995	25.86~26.50	36.62~35.20
	538	517~587	964~1 011	25.00~25.79	36.62~43.54
	566	520~573	944~1 020	25.00~26.79	37.07~39.26
1 149℃×1 h油冷，816℃×20 h空冷，732℃×20 h空冷 HB=295	21	640	1 083	19	
	538	598	1 005	18	
	649	626	956	15	
	732	612	766	13	
	816	466	499	29	
	871	330	337	49	

3）持久强度和蠕变极限 R—26钢的持久强度试验结果见表13.8-916，不同温度下持久强度和蠕变极限见表13.8-917，应力腐蚀条件下持久断裂时间见表13.8-918。持久强度与蠕变极限试验曲线如图13.8-367所示。

4）疲劳极限 R—26钢的疲劳极限见表13.8-919。

表13.8-916 R—26钢的持久强度

热处理制度	棒材直径/mm	试验温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	σ	ψ
					%	
(1 024±13)℃×30 min固溶，(816±8)℃×20 h空冷，(732±8)℃×20 h空冷	ϕ47.6	566	548	21 644	7.8	
		538	682	4 854	14.8	
	ϕ76.2	566	626	8 246	10.7	14.5
		538	731	2 851	11.3	19.2
	ϕ54.0	566	555	10 463	26.5	40.3
		538	663	3 453	9.9	
	ϕ82.6	566	503	21 283	3.0	
		538	612	3 887	2.4	

表13.8-917 R—26钢的持久强度和蠕变极限

热处理制度	试验温度/℃	规定时间/h	变形0.5%应力	变形1.0%应力	断裂应力/MPa	断裂伸长率/%
			MPa			
1 149℃×1 h油冷，816℃×20 h空冷，732℃×20 h空冷 HB=295	649	100	492	506	541	5.0
	649	1 000	443	450	357	3.5
	732	100	313	323	345	12.0
	732	1 000	253	260	281	10.0
	816	100	141	151	172	33.0
	816	1000	91	102	109	25.0
982℃×2 min油冷，732℃×44 h空冷 HB=340	649	100	506	534	577	5.0
	649	1 000	415	422	457	3.5
	732	100	232	246	309	11.0
	732	1 000	144	155	197	12.0
	816	100	83	91	134	35.0
	816	1 000	56	58	84	35.0

表 13.8-918　R—26 钢的腐蚀条件下持久断裂时间

试验温度/℃	应力/MPa	条　件	时间/h	结　果
482	844	空气	5 335	断裂
482	809	空气	9989	继续试验
482	773	空气	9 840	继续试验
538	772	空气	644	断裂
538	738	空气	2 001	断裂
538	668	空气	9 031	继续试验
482	710	蒸汽/氩，NaOH（100%）	0	开裂
482	527	蒸汽/氩，NaOH（100%）	122	开裂，严重腐蚀
482	527	蒸汽/氩，$NaOH-Na_2SO_4$	2 083	未开裂，终止试验
482	703	蒸汽/氮，$AlCl_3$（100%）	1 235	未开裂，终止试验
482	703	蒸汽/氮，$Na_3PO_4\cdot12H_2O$（100%），NaOH（2%）	36	开裂
427	527	蒸汽/氮，$Na_2S_2O_7$	864	试样被腐蚀，未断裂
482	703	蒸汽/氮，$Na_3PO_4\cdot12H_2O$（100%），试样在室温变形 1%	3.8	开裂
482	703	蒸汽/氮，$Na_3PO_4\cdot12H_2O$（100%）	3.4	开裂
482	598	蒸汽/氮，$Na_3PO_4\cdot12H_2O$（100%）	788	未开裂，试验终止
482	703	蒸汽/氩/PbO	404	未开裂，试样表面良好
482	703	蒸汽/氩 $PbCl_2$	404	开裂

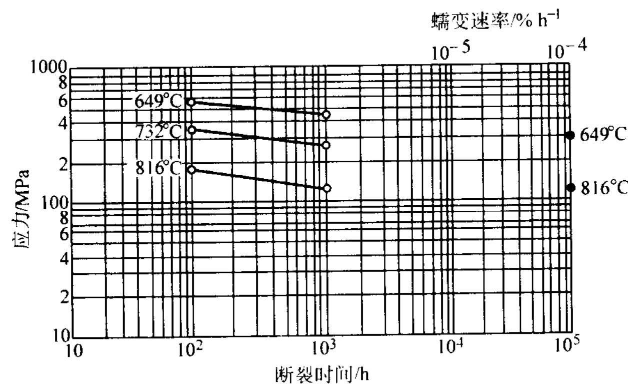


图 13.8-367　Refractaloy26（AISI 690）合金持久强度和蠕变极限（ASTM STP No.160）

3.12　GH145（Inconel X－750）

GH145 合金是在 Inconelx－750 合金基础上进行改进，添加少量微量元素而研制成的镍基合金。具有较高的热强性和抗应力松弛性能，持久塑性较好，缺口敏感性低，抗应力腐蚀性能好，线胀系数小。

3.12.1　用途

该合金用于制造工作温度 677℃以下的大型汽轮机高温螺栓、汽封弹簧片、密封环等。

3.12.2　技术条件

1）化学成分　GH145 合金技术条件规定的化学成分见表 13.8-920。

2）力学性能　GH145 合金技术条件规定的力学性能见表 13.8-921。规定的 100 h 断裂强度见表 13.8-922。

表 13.8-919　R—26 钢的疲劳极限

热处理制度	试验温度/℃	疲劳极限（$N=10^8$）/MPa
1 149℃×1 h 油冷 816℃×20 h 空冷 732℃×20 h 空冷	649 732 816	380 323 260
982℃×2 min 油冷， 732℃×44 h 空冷	21 649 732 816	527 591 422 239

表 13.8-920　GH145 钢的化学成分（质量分数）　%

技术条件	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni + Co	Ti	Al	Fe	Nb + Ta	Co	Cu	Mg	Zr	B
Q/3B 4198	≤ 0.08	≤ 1.00	≤ 0.50	≤ 0.010	≤ 0.015	14.0～17.0	≥ 70	2.25～2.75	0.40～1.00	5.00～9.00	0.70～1.20	≤ 1.00	≤ 0.50	≤ 0.010	≤ 0.050	≤ 0.010

表 13.8-921　GH145 钢的力学性能

技术条件	取样位置	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB
		MPa		%		
		≥				
工厂标准	纵向 $R/2$	550	1 000	12	18	262～331

表 13.8-922　GH145 钢的 100 h 断裂强度

技术条件	试验温度/℃	试验应力/MPa	断裂时间/h	δ_5/%
工厂标准	570	≥604	≥100	≥5

3.12.3 工艺性能

1）冶炼方法 真空感应炉熔炼加真空自耗电极重熔或真空感应炉加电渣重熔。

2）热加工 锻造加热温度为 1 150℃，始锻温度为 1 100℃，终锻温度为 900～950℃，空冷。

3）热处理 固溶处理温度为［（1 100～1 140）±10］℃空冷，时效处理温度为 835～855℃保温 24 h，炉冷（≤2 h）至 695～715℃保温 20 h，空冷。用于制造弹簧片时可于 695～715℃保温 20 h 时效。金相组织为奥氏体，碳化物加 γ′相。

3.12.4 性能

1）物理性能 GH145 合金的物理性能见表 13.8-923。

2）力学性能 GH145 合金室温力学性能见表 13.8-924，高温力学性能见表 13.8-925。

3）持久强度和蠕变极限 GH145 合金的持久强度试验结果见表 13.8-926，持久强度外推结果见表 13.8-927，蠕变试验结果见表 3.8-928，L－M 参数法外推蠕变极限见表 13.8-929。

4）抗松弛性能 GH145 合金弯曲应力下的抗松弛性能见表 13.8-930，抗松弛性能见表 13.8-931。

表 13.8-923 CH145 钢的物理性能

温度/℃	室温	350	450	540	650	700
弹性模量 E/GPa	216	197	189	183	174	171
切变模量 G/GPa	83.6	76.2	73.8	69.8	67.2	65.1
密度 ρ/g·cm^{-3}	8.25					

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800
线胀系数（与 20℃之间）a_l/10^{-6}K^{-1}	12.7	13.1	13.4	13.9	14.3	14.8	15.3	15.8
温度/℃		94.4	201.5	298.6	392.1	495.9	596.7	690.1
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}		15.1	16.9	18.3	19.2	20.5	22.2	24.1

表 13.8-924 GH145 钢的力学性能

热处理制度	试料尺寸/mm	σ_s	σ_b	δ	ψ	A_K/J	HB
		MPa		%			
(1 135±10)℃×2 h 空冷＋(845±10)℃×24 h $\xrightarrow{\leq 2\,h}$ 炉冷 (705±10)℃×20 h 空冷	φ22	654/(622～682)	1 125/(1 109～1 141)	26/(24～28)	40/(36～45)		
	φ100	651/(627～690)	1 118/(1 113～1 132)	20/(18～23)	23/(20～26)	49	313/(300～321)
	φ100	677	1 135	23	30		266～321

表 13.8-925 GH145 钢的高温力学性能

试料尺寸/mm	热处理制度	试验温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ	A_K/J
			MPa		%		
φ100	(1 135±10)℃×2 h 空冷＋(845±10)℃×24 h $\xrightarrow{\leq 2\,h}$ 炉冷 (705±10)℃×20 h 空冷	350		1 015	23	36	
		450		988	23	36	
		540	554	985	19	28	131
		570	549	981	22	27	115
		700		836	30	36	
		750		667	31	37	
		800		516	35	37	
		850		364	38	52	
		315		1 075	22	26	
		350		1 065	22	27	
		450		1 050	21	24	
		540		1 025	18	26	
		570		1 015	20	21	
		650		929	22	28	
		700		805/(793～826)	27/(25～32)	36/(36～37)	
		204	547	1 010	15	20	
		316	566	1 025	19	26	
		371	578	1 035	17	27	
		482	516	990	20	31	
		538	523	977	18	28	
		566	549	981	22	27	

表 13.8-926 GH145 钢的持久强度试验数据

试料尺寸/mm	热处理制度	试验温度/℃	试验应力/MPa	断裂时间/h	δ/%
φ100	(1 135±10)℃×2 h 空冷＋(845±10)℃×24 h $\xrightarrow{\leq 2\,h}$ 炉冷 (705±10)℃×20 h 空冷	540	827	83	28
			757	454	26
			689	2 189	17
			657	9 486	16
		570	827	16	25
			755	45	26
			689	493	17
			608	1 970	10
			551	8 419	14
		595	689	49	23
			608	586	14
			551	2 566	12
			482	13 492	14
		650	551	69	20
			414	4 217	7.3
		730	392	63	11
			362	93	13
			310	423	13
		570	689	389.4	23
			689	346.2	9.9
			689	444	15
			665	1 585.7	12
		650	441	2 640	
		540	689	7 469.5	7.6
φ20		570	608	3 004.6	8.8
			608	5 791.2	7.2
		600	608	364.1	18
			569	1 309.3	4.8
			530	4 806.3	9.2
		650	530	150.7	
			490	478.5	

表 13.8-927 GH145 钢的持久强度

温度 /℃	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa		$\sigma_{1\times10^5}$/MPa	
	L－M 法	等温线法	L－M 法	等温线法
540	646	661	559	596
545	632		546	
550	619		533	
555	606		519	
560	592		506	
565	579		493	
570	566	587	480	522
575	553		467	
580	540		454	
585	527		441	
590	514		428	
595	501	495	416	398
600	489		403	
605	477		391	
610	464		378	
615	452		366	
620	440		353	
652	427		341	
630	415		328	
635	403		316	
640	390		304	
645	379		291	
650	367	373	279	268
655	355		266	
660	343		253	
665	331		241	
670	319		227	
675	307		214	
680	295		200	
685	283		185	
690	271		169	
695	259		150	
700	247		121	
705	234			

表 13.8-928 GH145 钢的蠕变试验数据

试料尺寸/mm	热处理制度	试验温度/℃	应力 /MPa	时间 /h	稳态蠕变速率 $/10^{-2}h^{-1}$
Φ22	(1 135 ± 10)℃ × 2 h 空冷 + (845 ± 10)℃ × 24 h $\xrightarrow{\leq 2\ h}$ 炉冷 (705 ± 10)℃ × 20 h 空冷	600	569	1 280	$5.709\ 2\times10^{-3}$
			539	2 966.3	$1.838\ 5\times10^{-3}$
		630	480	1 754.4	2.082×10^{-3}
		650	441	1 445.5	$8.1\ 543\times10^{-4}$
		680	373	1 338.4	$5.616\ 9\times10^{-4}$
		700	343	956.3	$6.866\ 7\times10^{-4}$
		730	304	550.3	$1.137\ 4\times10^{-3}$
			275	608.8	$7.542\ 3\times10^{-4}$

表 13.8-929 GH145 钢的蠕变极限

温度 /℃	L-M 法外推蠕变极限/MPa					
	$\sigma_{1\times10^{-2}}$	$\sigma_{1\times10^{-3}}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	$\sigma_{1\times10^{-6}}$	$\sigma_{1\times10^{-7}}$
538	482	695	560	435		
540			556	510	451	386
570			516	456	388	319
593	756	607	469	344		
600			465	396	324	255
649	672	521	384	256		
650			369	293	223	162

5）抗氧化性能 GH145 合金抗氧化性能见表 13.8-932。

6）抗应力腐蚀性能 GH145 合金慢应变速率应力腐蚀性能见表 13.8-933。

表 13.8-930 GH145 钢的抗松弛性能

热处理制度	温度 /℃	初应力 /MPa	在下列时间（h）内剩余应力/MPa											备注
			8	24	56	120	240	500	1 000	2 000	3 000	5 000	10^4	
(1 135 ± 10)℃ × 2 h 空冷 + (845 ± 10)℃ × 24 h $\xrightarrow{\leq 2\ h}$ 炉冷 (705 ± 10)℃ × 20 h 空冷	538	310	294	293	289	289	288	288	287	287	287	286	285	平均值
			296	294	291	290	289	287	286	285	283	283	278	
			293	290	290	289	289	288	288	288	287	285	284	
			300	298	296	296	296	296	296	296	295	296	295	
			296	294	292	291	291	290	289	289	288	287	286	
		359	341	337	335	334	332	330	328	327	326	326	323	
			341	337	334	333	332	331	331	327	327	325	325	
			345	342	342	342	341	341	340	338	337	334	335	
			342	339	337	336	335	334	333	331	330	328	327	
	566	276	262	261	260	259	258	259	258	256	256	255	253	
			264	261	261	260	259	259	259	256	256	254	252	
			263	261	261	259	259	259	259	256	256	255	253	
		310	293	289	283	288	283	287	282	279	279	277	276	
			291	289	284	283	282	281	280	278	277	275	273	
			292	289	286	285	285	284	281	278	278	276	275	
		359	359	332	331	330	330	328	328	327	326	324	321	
			339	337	336	335	334	333	331	328	327	326	323	
			339	337	333	332	333	332	331	327	327	326	325	
			339	335	333	333	332	331	330	327	327	325	323	

表 13.8-931 GH145 钢的松弛性能

热处理制度	温度/℃	初应力 σ_0/MPa	在下列时间（h）内剩余应力/MPa																
			9	15	19	31	55	103	151	199	249	299	349	459	559	659	759	859	10^3
(1 135 ± 10)℃ × 2 h 空冷 + （845 ± 10）℃ × 24 h $\xrightarrow{\leqslant 2\ h}$ 炉冷 (705 ± 10)℃ × 20 h 空冷	538	309	305	305	305	302	300	299	298	294	289	286	282	278	278	278	277	265	260
	温度/℃	初应力 σ_0/MPa	在下列时间（h）内剩余应力/MPa																
			10	15	21	27	35	51	67	103	202	302	502	702	850	1 002	1 202	1 502	2 000
	566	357	349	348	348	347	347	347	345	342	342	342	342	339	338	332	327	317	309

表 13.8-932 GH145 钢的抗氧化性能

加热温度/℃	保温时间/h	单位面积单位时间平均增量/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$
900	100	0.037 4

表 13.8-933 CH145 钢的抗应力腐蚀性能

试验介质	σ_{max}/MPa	σ_W/σ_A	ψ/%	ψ_W/ψ_A	t_f/h	t_{fW}/t_{fA}	Icsrt	SEM 断口形貌
315℃ N_2	1 082		21.2		17.7			IG + D
315℃离子水室温充氮(0.1 MPa)	1 110	1.00	21.36	1.00	17.8	1.00	0.00	IG + D
315℃ 10% NaOH 溶液	1 050	0.97	16.0	0.75	13.3	0.75	0.27	IGSCC
42% $MgCl_2$ 溶液沸腾（1 430℃）	1 030	0.95	14.33	0.68	14.3	0.81	0.36	IGSCC + TGSCC

4 炉用耐热钢

4.1 1Cr5Mo（15X5M、T5）

1Cr5Mo 钢属马氏体型耐热钢，热强性能不高，在 550℃下，在含硫的氧化性气氛中和热石油介质中，具有良好的耐热性和耐蚀性。该钢的冶炼及冷热加工性能良好，但焊接性能差，焊后应缓冷，并经 550℃高温回火，用来改善焊缝性能。

4.1.1 用途

该钢用于制造工作温度≤650℃的锅炉吊挂等耐热材料，在石油化工方面也有广泛应用。

4.1.2 技术条件

1Cr5Mo 及其相类似钢号的化学成分及力学性能见表 13.8-934 和表 13.8-935。

表 13.8-934 1Cr5Mo 及其相类似钢号的化学成分（质量分数） %

国别	技术条件	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
中国	GB/T 1221—1992 1Cr5Mo	≤0.15	≤0.60	≤0.50	≤0.030	≤0.035	≤0.60	4.00 ~ 6.00	0.45 ~ 0.60
美国	ASTM A213—83 T5 ASTM A335—81a P5	≤0.15	0.30 ~ 0.60	≤0.50	≤0.030	≤0.030		4.00 ~ 6.00	0.45 ~ 0.65
	ASTM A182—82a F5	≤0.15	0.30 ~ 0.60	≤0.50	≤0.030	≤0.030	≤0.50	4.00 ~ 6.00	0.44 ~ 0.65
日本	JIS G3462—78 STBA 25	≤0.15	0.30 ~ 0.60	≤0.50	≤0.030	≤0.030		4.00 ~ 6.00	0.45 ~ 0.65
德国	W - Nr1.7362 12CrMo195	≤0.15	0.30 ~ 0.60	0.30 ~ 0.50	≤0.035	≤0.035		4.50 ~ 5.50	0.46 ~ 0.65
前苏联	ГОСТ20072—74 15X5M	≤0.15	≤0.50	≤0.50	≤0.025	≤0.030	≤0.60	4.50 ~ 6.00	0.45 ~ 0.60
罗马尼亚	STAS 8184—87 12MoCr50	0.08 ~ 0.15	0.30 ~ 0.60	0.15 ~ 0.50	≤0.030	≤0.035	Al 0.015 ~ 0.045	4.00 ~ 6.00	0.45 ~ 0.65

表 13.8-935 1Cr5Mo 及类似钢号的力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	HB
		MPa		%		
GB/T 1221—1992 1Cr5Mo	900 ~ 950℃油冷，600 ~ 700℃空冷	390	590	18		≤200
ASTM A213—83 T5	完全退火、等温退火或正火加回火	205	415	22		·
ASTM A335—81a P5				纵 22、横 14		
ASTM A182—82a F5	退火或正火加回火	275	485	20	35	143 ~ 217
JIS G3462—78 STBA 25	完全退火，等温退火或正火加回火	205	415	30		
JIS G3458—78 STPA25				纵:30 24 横:25 19		

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	HB
		MPa		%		
W - Nr1.7362 12CrMo195		390	590 ~ 740	17		175 ~ 220
ГОСТ20072—74 15X5M		216	392	22	50	
SATS 8184—87 12MoCr50	退火	175	420 ~ 550	21	40	a_K = 60 J/cm²
	调质 壁厚 ≤16 mm > 16 ~ 40 mm > 40 mm	 275 270 265				

4.1.3 工艺性能

1）冶炼 电炉冶炼。

2）热加工 锻轧加热温度为 1 180～1 200℃，始锻温度为 1 130～1 150℃，终锻温度≥850℃，热加工后缓冷。

3）热处理 1Cr5Mo 钢的热处理制度及其相应的组织和硬度值见表 13.8-936。GB/T 1221—1992 标准推荐的热处理工艺为 900～950℃油冷，600～700℃空冷。

表 13.8-936 1Cr5Mo 钢不同热处理制度下的组织和硬度

热处理制度	加热温度/℃	冷却	硬度 HB	组织
退火 淬火	850～870℃ 950～1 000℃	随炉冷却 空气或油冷	≤197 321～378	珠光体＋铁素体 马氏体
回火	550～750	空冷		

4）焊接 焊接性能较差。由于该钢有空淬现象，焊缝及热影响区硬度高、塑性差。焊前需预热至 400～450℃，焊后缓冷并经 750℃高温回火，以改善焊接接头力学性能。手工电弧焊用热 507 或奥 307 等焊条。自动焊用 HCr5Mo 焊丝和焊剂 260，不宜用气焊。

4.1.4 性能

1）物理性能 1Cr5Mo 钢的物理性能见表 13.8-937。

表 13.8-937 1Cr5Mo 钢的物理性能

性能						
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.76					
线胀系数(与 0℃之间)α_l/10^{-6}K^{-1}	425℃	485℃	540℃	595℃	650℃	705℃
	12.3	12.5	12.7	12.8	13.0	13.1
导热系数 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	
	36.7	36.0	35.3	34.3	33.7	
定压比热容 c/J·kg^{-1}·K^{-1}	0.46（0～100℃）					
弹性模量 E/GPa	25℃	315℃	425℃	540℃		
	2.11	1.93	2.06	1.72		
电阻率 ρ/10^{-6} Ω·m	0.4					
临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}		
	815	850	716	810		

2）许用应力 1Cr5Mo 钢及其相类似钢号的许用应力见表 13.8-938～表 13.8-940。

表 13.8-938 1Cr5Mo 钢许用应力（钢制石油化工压力容器设计规定，1985）

技术条件	σ_s	σ_b	在下列温度（℃）下的基本许用应力/MPa																
	MPa		≤20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	520	540	560	580	600
YB/T 237—1970 钢管≤20 mm	196	392	123	111	104	101	98	95	92	89	87	86	82	72	54	41	31	24	19
JB/T 755—1985 锻件	392	588	196	196	196	196	196	196	196	196	待定	待定	待定	待定	待定				

表 13.8-939 15X5M 钢在下列温度（℃）下的许用应力（摘自 ГОСТ14294—80） MPa

20	200	250	300	350	400	420	440	460	480	500	520	540	550	560	570	580	590	600
146	134	127	120	114	105	101	96	91	86	79	66	54	47	40	35	30	28	25

表 13.8-940 与 1Cr5Mo 钢相类似的美国钢号的许用应力（ASME 锅炉及压力容器规范，1986）

规范号	σ_b（下限）/MPa	金属温度不超过下列数值（℃）的许用应力/MPa																
		－29～37.8	93	149	204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649
SA－387 Cr5 SA－213 T5 SA－335 P5	414	103	103	100	99	99	97	96	94	91	88	83	75	55	40	29	20	14	9
SA－182 F5	483	121	121	117	116	116	114	112	110	106	103	97	74	55	40	29	20	14	9

3）等温转变曲线 1Cr5Mo 钢等温转变曲线如图 13.8-368 所示。

4）力学性能 1Cr5Mo 钢不同温度下的力学性能见表 13.8-941、表 13.8-942 及图 13.8-369。罗马尼亚 12MoCr50 钢的高温屈服强度见表 13.8-943。

5）持久强度与蠕变极限 1Cr5Mo 钢及其类似钢号在不同温度下的持久强度与蠕变极限见表 13.8-944～表 13.8-947；持久性能曲线如图 13.8-370 所示。

6）抗氧化性能 1Cr5Mo 钢的抗氧化性能如图 13.8-371 所示；15X5M 钢在空气中的氧化参数图如图 13.8-372 所示。德国 12CrMo195 钢的抗氧化性试验结果见表 13.8-948。

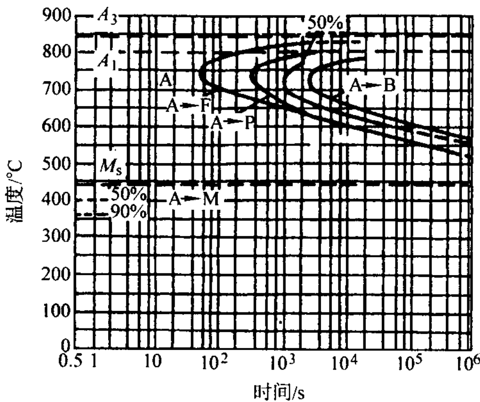


图 13.8-368 1Cr5Mo 钢等温转变曲线

试验钢化学成分（质量分数）/%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.11	0.44	0.38	0.017	0.007	0.15	5.46	0.42

奥氏体化温度 900℃

4.2 1Cr6Si2Mo（T5b、P5b）

1Cr6Si2Mo 钢按其组织属于马氏体型耐热钢，在 800℃有较好的抗氧化性。与 1Cr5Mo 钢相比、硅含量多 1.5%，所以耐热温度可提高到 800℃左右，但随着硅含量增加，使钢的回火脆性倾向增大，使零件在高温下长时间工作时会产生脆

性破断。该钢在含硫的氧化性气氛中和在热石油介质中的抗腐蚀性能很好；钢经正火、回火热处理后，有较高的持久强度和蠕变强度。。在600℃可使用1～2万小时，最高抗氧化使用温度为750℃。

表13.8-941　1Cr5Mo高温屈服强度

（钢制石油化工压力容器设计规范，1985）

产品类型	规格/mm	在下列温度（℃）下的屈服强度/MPa									
		20	100	150	200	250	300	350	400	450	500
钢管	≤20	196	177	167	162	157	152	147	142	137	127
锻件		392	353	338	329	324	319	314	304	284	255
螺栓	≤M48	392	353	338	329	324	319	314	304	284	255

表13.8-942　1Cr5Mo钢不同热处理状态下的高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB
		MPa		%		
900℃油淬，540℃×6 h回火	25	1 190	1 235	17.5	64.5	341
	315	935	1 170	15.0	55.5	
	425	900	1 090	16.5	60.0	
	540	690	820	16.5	62.5	
900℃正火，540℃×6 h回火	25	1 205	1 270	17.0	61.0	353
	315	1 045	1 345	13.0	51.5	
	425	990	1 250	14.0	55.5	
	540	790	905	13.5	52.5	
退火	29	180	470	39.0	80.0	≤163
	400	145	365	30.0	77.0	
	480	140	335	28.0	77.0	
	540	120	310	28.0	74.0	
	590	105	240	38.0	87.0	
	650	75	180	46.0	91.0	
	705	70	135	65.0	95.0	
	760	50	90	65.0	96.0	

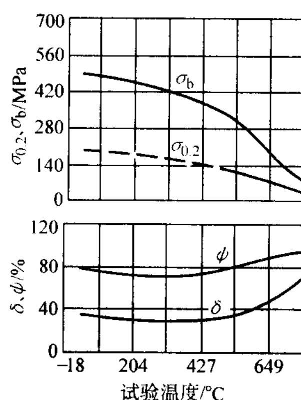


图13.8-369　1Cr5Mo钢力学性能与试验温度的关系

化学成分（质量分数）/%

C	Cr	Mo
0.09～0.15	4.69～5.09	0.47～0.55

热处理制度 退火

表13.8-943　12MoCr50钢高温屈服强度

（摘自STAS 8184—87）

热处理制度	温度/℃						
	200	250	300	350	400	450	500
	$\sigma_{0.2}$/MPa						
退火	>140	>135	>130	>125	>120	>110	>110
调质	>230	>225	>215	>205	>195	>190	>165

表13.8-944　1Cr5Mo钢持久强度

（钢制石油化工压力容器设计规定，1985）

产品类型	在下列温度（℃）下的持久强度 $\sigma_{1\times10^5}$/MPa									
	475	500	520	525	540	550	560	575	580	600
钢管 壁厚≤20 mm	147	108	81		62		47		35	27
锻件		108	81		62		47		35	27
螺栓 ≤M48	147	108		76		54		38		27

表13.8-945　1Cr5Mo及其类似钢号的持久强度

热处理制度	性能	在下列温度（℃）的持久强度/MPa				
		500	525	550	575	600
退火	$\sigma_{1\times10^4}$	140	112	92	74	59
	$\sigma_{1\times10^5}$	114	89	71	57	45
100℃正火，700℃回火	$\sigma_{1\times10^4}$	228	168	120	92	70
	$\sigma_{1\times10^5}$	190	128	88	68	53

表13.8-946　1Cr5Mo及其类似钢号的蠕变极限

热处理制度	性能	在下列温度（℃）的蠕变极限/MPa				
		450	500	550	600	650
退火	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	120	98	66	38	18
	$\sigma_{1\times10^{-5}}$	97	73	45	22	11

表13.8-947　12MoCr5钢蠕变极限与持久强度

温度/℃	蠕变极限				持久强度			
	$\sigma_{1\times10^{-4}}$		$\sigma_{1\times10^{-5}}$		σ_{10^4}		σ_{10^5}	
	MPa							
	退火	调质	退火	调质	退火	调质	退火	调质
500	90.0		62		128	147	93	103
510	80.0		57		117	133	83	93
520	72.5		51		107	120	74	79
530	65.5		45		96	106	65	68
540	59.0		40		88	93	57	58
550	54.0		37		79	84	49	49
560	49.0		33		71	74	43	43
570	44.0		29		63	64	38	38
580	40.0		26		56	56	33	33
590	36.5		23		49	49	29	29
600	32.5		20		44	44	25	25

4.2.1　用途

该钢用于制造工作温度低于600℃的锅炉吊挂、省煤器管夹、定位板，工作温度低于650℃的燃气轮机气缸衬套，还广泛用于石油工业等。

4.2.2　技术条件

1Cr6Si2Mo钢的化学成分和力学性能见表13.8-949和表13.8-950。

4.2.3　工艺性能

1）冶炼　电炉冶炼。

2）热加工　始锻温度为1 160℃，终锻温度为850℃，锻轧后砂冷或堆冷。该钢有空淬现象，热加工后快冷会发生裂纹，应缓冷。另外，该钢有脱碳倾向，加热时高温阶段应保证断面温度均匀，如果保持时间长，应保持还原气氛。

3）冷加工　薄板<3 mm可在室温下弯曲、卷边，如果需要进行较复杂的成形，则可预热到200℃，以提高塑性。如果变形量大，也可分几次变形，中间经过消除应力退火。

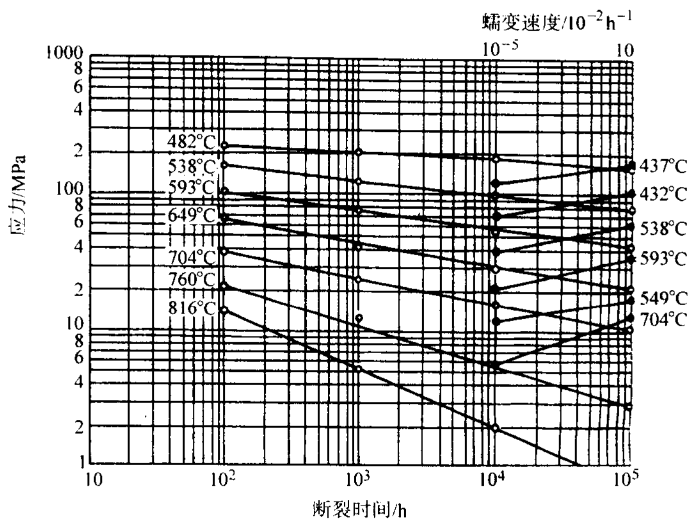


图 13.8-370 1Cr5Mo 钢的热强性能曲线（棒材，退火状态）

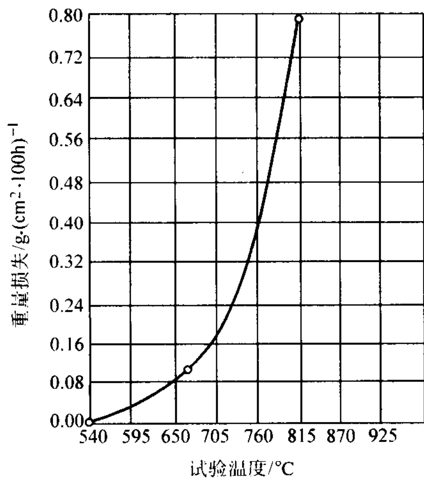


图 13.8-371 1Cr5Mo 钢抗氧化性能

（（质量分数）/%：0.10%C，0.45%Mn，0.18%Si，5.09%Cr，0.55%Mo）

4）切削性能 切削性能尚可，由于铬含量较高，故较黏、较韧。

5）热处理 1Cr6Si2Mo 钢的热处理制度及在各种不同热处理制度下的组织与硬度见表 13.8-951。在高温区保温时间不能过长，以免脱碳降低表面硬度及耐磨性，并防止高温下晶粒长大，降低韧性。正火加回火后比淬火加回火有更高的持久强度和蠕变极限。

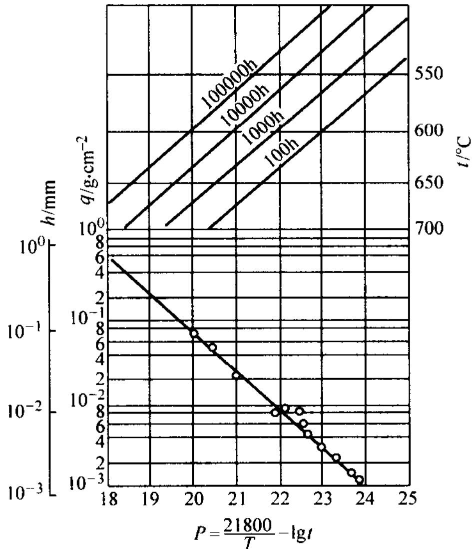


图 13.8-372 15X5M 钢在空气中的氧化参数图

在 550～700℃范围试验持续时间为 2 000 h

（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

表 13.8-948 12CrMo195（德国钢号）钢抗氧化性（增重法）

试验温度/℃	500							600						
试验时间/h	500	1 000	1 500	2 000	2 500	3 000	3 500	500	1 000	1 500	2 000	2 500	3 000	3 500
增重量	0.000 6	0.001 2	0.001 6	0.001 8	0.002 0	0.002 3	0.002 5	0.000 3	0.001 1	0.001 5	0.001 8	0.002 0	0.002 2	0.002 5
单位面积增重量 /g·m^{-2}	0.7	1.4	1.9	2.1	2.3	2.6	2.9	0.35	1.4	1.9	2.1	2.3	2.6	2.9
平均氧化速度 /g·m^{-2}·h^{-1}	0.000 59（1 500～3 500 h）							0.000 59（1 500～3 500 h）						
年腐蚀率 /mm·a^{-1}	0.001 3（λ 取值为 Fe_2O_3 = 2.3）							0.001 3（λ 取值为 Fe_2O_3 = 2.3）						
抗腐蚀指标（YB48—64）	1级，完全抗氧化性							1级，完全抗氧化性						

6）焊接 焊接性能差，可采用电焊，不宜采用气焊。焊前需预热至 300～400℃，焊后进行 750℃回火处理。手工焊用热 507 或奥 307 焊条。自动焊用 HCr5Mo 或 HCr25Ni13 焊丝和焊剂 260 或焊剂 380。

4.2.4 性能

1）物理性能 1Cr6Si2Mo 钢的物理性能见表 13.8-952。

2）许用应力 与 1Cr6Si2Mo 钢相类似钢号的许用应力见表 13.8-953。

表 13.8-949 1Cr6Si2Mo 钢的化学成分（质量分数）

%

国别	技术条件	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
中国	GB/T 1221—1992 1Cr6Si2Mo	≤0.15	≤0.70	1.50~2.00	≤0.030	≤0.035	≤0.60	5.00~6.50	0.45~0.60
美国	ASTM A213—83 T5b ASTM A335—81a P5b	≤0.15	0.30~0.60	1.00~2.00	≤0.030	≤0.030		4.00~6.00	0.45~0.65

表 13.8-950 1Cr6Si2Mo 钢的力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
GB/T 1221—1992 1Cr6Si2Mo		294	539	30	60
ASTM A213—83 T5b	完全退火、等温退火或正火加回火	205	415	22	
ASTM A335—81a P5b				纵 22、横 14	

表 13.8-951 1Cr6Si2Mo 钢的热处理制度

项目	温度/℃	冷却	HB	组织
消除应力退火	750	空冷		马氏体 + 铁素体
软化退火	940	空冷		马氏体 + 铁素体
正火	950	空冷		马氏体
淬火	940~960	空冷或油冷	321~363	马氏体
回火	650~800	空冷		

表 13.8-952 1Cr6Si2Mo 钢的物理性能

性能					
密度/$g\cdot cm^{-3}$	7.70				
定压比热容 $c/J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	0.71				
线胀系数	20~100℃	20~200℃	20~400℃	20~600℃	20~800℃
$a_l/10^{-6}K^{-1}$	11.5	12	12.5	13	13.5
热导率	20℃				
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	20.1				
弹性模量	20℃	150℃	315℃	540℃	650℃
E/GPa	215	206	193	174	1 625
临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	
	850	890	765	790	
电阻率 $\rho/10^{-6}\Omega\cdot m$	0.65				

3）力学性能 1Cr6Si2Mo 钢高温力学性能见表 13.8-954；力学性能与试验温度的关系曲线如图 13.8-373 所示。

4）持久强度与蠕变极限 1Cr6Si2Mo 钢不同温度下的持久强度和蠕变极限见表 13.8-955 和表 13.8-956。

5）抗氧化性能 按 1Cr6Si2Mo 钢的抗氧化性，该钢可在 650~700℃长期使用，在含硫氧化气氛和热石油介质中抗蚀能力很好。该钢的抗氧化性能曲线如图 13.8-374 所示。

表 13.8-953 美国钢号的许用应力值（ASME 锅炉及压力容器规范，1986）

技术条件	规定最小抗拉强度/MPa	金属温度不超过下列数值（℃）的许用应力/MPa																	
		-29~37.8	93	149	204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649
SA-335 P5b SA-213 T5b	414	103	103	100	99	99	97	96	94	91	88	83	75	55	40	29	20	14	9

表 13.8-954 1Cr6Si2Mo 钢高温力学性能

材料状态	温度/℃	σ_s	σ_b	δ	ψ
		MPa		%	
退火 ≤163HB	29	315	575	38	76
	540	180	320	42	83
	595	140	240	58	90
	650	105	170	70	93
	705	70	105	79	95
	760	40	70	100	97
	815	30	50	105	98

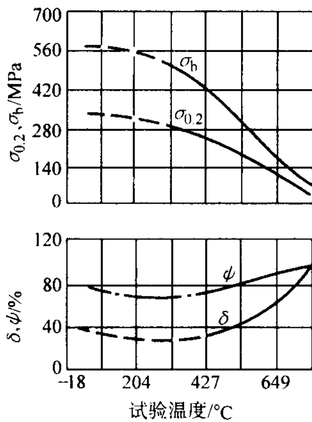


图 13.8-373 1Cr6Si2Mo 钢力学性能与试验温度的关系

化学成分（质量分数）/%

C Cr Mo Si

0.08~0.15 4.83~5.24 0.50~0.54 1.50~1.57

热处理制度 退火

表 13.8-955 1Cr6Si2Mo 钢持久强度

持久强度/MPa	540℃	595℃	650℃	705℃	760℃
$\sigma_{1\times10^3}$	118	—	39.2	—	1.7
$\sigma_{1\times10^4}$	88	—	2.92	—	10.8
$\sigma_{1\times10^5}$	68.6	36.3	19.6	12.7	—

表 13.8-956 1Cr6Si2Mo 钢蠕变极限

持久强度/MPa	500℃	540℃	595℃	650℃	705℃
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	167	58.8	29.2	19.6	9.8
$\sigma_{1\times10^{-5}}$	58.8（510℃）	39.2	17.7	10.8	6.8

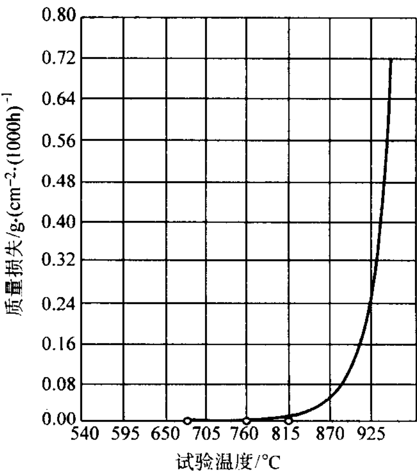


图 13.8-374 1Cr6Si2Mo 钢抗氧化性能曲线

4.3 2Mn18Al5SiMoTi

2Mn18Al5SiMoTi 钢是一种 Fe-Al-Mn 系双相耐热钢。该钢在 850℃具有良好的抗氧化性，在含硫气氛中具有较好的耐蚀性。与常用的高铬铁素体型耐热钢相比，有较好的组织稳定性。有一定的脆化倾向，但时效 500 h 后趋于稳定。焊接性能良好，焊前可不预热，可以剪切和冲压成形。

4.3.1 用途

该钢可用于制造 850℃以下且负荷不大的锅炉省煤器、再热器管状夹持器及其他耐热构件。可部分代替 1Cr20Ni14Si2、1Cr6Si2Mo 等高铬镍耐热钢。

4.3.2 技术条件

2Mn18Al5SiMoTi 钢的化学成分和力学性能见表 13.8-957 和表 13.8-958。

4.3.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用电弧炉冶炼加电渣重溶工艺。电弧炉冶烧浇注的钢锭表面很差，夹杂物多，中心疏松、偏析严重，柱状组织粗大，因此热加工成形较难。电渣重熔不但可以获得良好的表面质量，而且结晶方向有利于热加工，还可以减少夹杂。这种工艺对提高铁锰铝系耐热钢的成材率和塑性特别有效。

2）热加工 2Mn18Al5SiMoTi 钢的热加工加热规范见表 13.8-959。

钢锭或钢坯加热必须按表的规定进行。锻成 240 mm 方坯时可以一次加热，而锻成 190 mm 方坯时一定要两次加热，否则易产生横向裂纹。加热时如果入炉温度高、速度快，由于钢的热导率小，在钢锭内部易造成极大的热应力而产生裂纹。加热温度过高或开锻时变形量太大也容易产生裂口。终锻温度应大于 900℃，锻后空冷。

热冲压时，扁钢经 950 ~ 1 000℃加热后可在很宽的温度范围内热冲压成形。

3）冷加工 热轧扁钢可以顺利的冷态剪切。60 mm × 60 mm扁钢在 2 000 t 水压机上冲压波浪形再热器管夹，可一次冷态成形；60 mm ×（40 ~ 70）mm 扁钢，凡是冷弯 180°（$R = 4S$）合格者，都可冷冲压成形。

4）热处理 YB/Z8—75 标准规定的热处理制度为 1 050℃固溶、水冷。该钢在不同温度固溶处理后的金属组织、硬度和晶粒度见表 13.8-960。

5）焊接 该钢焊接性能良好，与一般镍铬奥氏体钢相似。选用合格的奥氏体钢焊条，例如奥 312、奥 307、奥 202 等，焊前不需要预热，均可获得满意的焊接质量。

4.3.4 性能

1）物理性能 2Mn18Al5SiMoTi 钢的物理性能见表 13.8-961。

2）力学性能 该钢室温和高温力学性能见表 13.8-962 和表 13.8-963；48 炉钢的力学性能范围值见表 13.8-964；焊接接头的力学性能见表 13.8-965。

3）组织稳定性 2Mn18Al5SiMoTi 钢在高温下长期时效后的冲击韧度和硬度见表 13.8-966；焊接接头 800℃时效后的冲击韧性见表 13.8-967。

2Mn18Al5SiMoTi 钢在 800℃时效 3 000 h 后，钢的晶粒，包括铁素体晶粒，没有明显长大，晶粒度仍然是 6 ~ 7 级。金属组织为：奥氏体、铁素体和少量弥散析出的碳化物。

4）抗氧化性能和耐蚀性能 2Mn18Al5SiMoTi 钢在 750℃和 800℃时的抗氧化性能良好。钢的最大氧化速度在试验初的 100 h 内，此时试样上产生黑色粉状物并脱落。随时间增加，黑粉不再增加，氧化速度逐渐降低，最后趋于稳定。该钢的抗氧化性能试验结果见表 13.8-968。由氧化增量换算成氧化腐蚀率均小于 0.1 mm/a。氧化增重曲线如图 13.8-375 所示。

表 13.8-957 2Mn18Al5SiMoTi 钢的化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Si	Mn	Ni
YB/Z8—75	0.20 ~ 0.30	0.80 ~ 1.30	17.00 ~ 19.00	≤0.60

技术条件	Mo	Al	Ti	S	P
YB/Z8—75	0.60 ~ 1.00	4.30 ~ 5.30	0.07 ~ 0.17	≤0.030	≤0.040

表 13.8-958 2Mn18Al5SiMoTi 钢的力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
YB/Z8—75	1 050℃固溶	392	637	30	50	39

表 13.8-959 2Mn18Al5SiMoTi 钢的热加工加热规范

钢坯尺寸 /mm	入炉温度	加热温度	升温时间 /h	均热时间 /min
	℃			
ϕ360 钢锭	≤700	1 160 ~ 1 200	≥7.0	≥40
ϕ210 钢锭	≤750	1 160 ~ 1 200	≥4.0	≥25
245 ~ 300 方坯	≤800	1 160 ~ 1 200	≥4.5	≥30
175 ~ 240 方坯	≤800	1 160 ~ 1 200	≥3.5	≥25
170 ~ 110 方坯	≤850	1 160 ~ 1 200	≥2.5	≥20
75 ~ 105 方坯	≤850	1 160 ~ 1 200	≥1.5	≥15

表 13.8-960 2Mn18Al5SiMoTi 钢不同温度固溶处理后的组织、硬度及晶粒度

热处理制度	组织	晶粒度级别	硬度 HB
热轧	A + F + C	8	207
950℃保温 30 min 水冷	A + F + C	8	196
1 000℃保温 30 min 水冷	A + F + C	8	192
1 050℃保温 30 min 水冷	A + F + C	7	187
1 100℃保温 30 min 水冷	A + F	7	186
1 130℃保温 30 min 水冷	A + F	6	186
1 150℃保温 30 min 水冷	A + F	6	186
1 180℃保温 30 min 水冷	A + F	6	186
1 200℃保温 30 min 水冷	A + F	6	179

注：A—奥氏体；F—铁素体；C—碳化物。

表 13.8-961 2Mn18Al5SiMoTi 钢的物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.24								
导热系数 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
	11.7	13.0	14.7	16.3	18.0	19.7	20.9	22.6	24.3
线胀系数 α_l /10^{-6} K^{-1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
	16.8 ~ 17.2	17.9 ~ 18.2	18.7 ~ 19.1	19.2 ~ 19.8	19.7 ~ 20.2	20.2 ~ 20.6	20.5 ~ 21.0	20.9 ~ 21.2	21.2 ~ 21.5
弹性模量 E/GPa	219 ~ 220								

表 13.8-962 2Mn18Al5SiMoTi 钢的室温力学性能

热处理制度	冶炼方式	σ_s	σ_b	δ_5	ψ
		MPa		%	
热轧	感应炉 电弧炉	580 ~ 630 565 ~ 575	805 ~ 815 775 ~ 795	40 37 ~ 39	67 ~ 69
1 050℃保温 40 min 水淬	感应炉 电弧炉	500 ~ 505 391 ~ 435	735 ~ 745 665 ~ 675	45 43 ~ 47	32

表 13.8-963 2Mn18Al5SiMoTi 钢的高温力学性能

热处理制度	温度 /℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 050℃，水冷（固溶处理）	500	625 605	365 365	28.2 29.0	69.5 70.5	
	550	525 505	315 325	36.0 35.0	62.5 70.5	
	600	435 425	295 275	31.0 34.2	60.0 70.5	
	650	405 370	255 265	30.6 40.6	57.0 57.0	
	700	261 269		71.7 63.0	62.7 64.0	301 315
	750	189 199		47.0 34.0	68.6	
	800	159 159		52.3 67.7	77.7	311 314
	850	108 104		144 107		
	900	86 85		111 112		185 220

表 13.8-964 2Mn18Al5SiMoTi48 炉钢的力学性能统计值

材料状态	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	冷弯角度 ($D=4a$) /(°)
热轧	603 ~ 848	774 ~ 931	16.0 ~ 40.0	—	10 ~ 70	11 ~ 180
1 050℃保温 40 min 水冷	383 ~ 676	617 ~ 843	30.0 ~ 42.6	54.0 ~ 68.0	—	—

表 13.8-965 2Mn18Al5SiMoTi 钢焊接接头力学性能

焊条牌号	σ_b/MPa	焊缝区 a_K/J·cm^{-2}	热影响区 a_K/J·cm^{-2}
铁锰铝		113 80 63 115 120 60	
奥 402		120 105 128 120 125 123	
奥 202	755 720 760 715	103 95 95 55 118 118	128
00Cr22Ni10		95 100 108 73 90 105	188
00Cr28Ni10		95 103 93 93 105 105	
奥 307	675 600 715	95 103 100 96 106 93	

表 13.8-966 2Mn18Al5SiMoTi 钢组织稳定性

热处理制度	试验温度 /℃	性能	时效时间/h						
			0	100	200	500	1 000	2 000	3 000
1 050℃保温 40 min 水冷	80	a_K /J·cm^{-2}	205 200 195	70 60 50	63 53 45	40 35 30	30 25 25	25 23 20	24 24 19
		HB	207 195 195	211 207 207	 198 211	211 202 207	211 215 207	211 211 211	211 207 202

续表 13.8-966

热处理制度	试验温度 /℃	性能	时效时间/h						
			0	100	200	500	1 000	2 000	3 000
1 050℃保温 40 min 水冷	750	a_K /J·cm^{-2}	205 200 195	65 65 55	75 66 45	43 40 33	50 38 33		
		HB	207 195 195	211 211 207	 202 211	207 202 207	211 202 207		
	700	a_K /J·cm^{-2}	205 200 195	73 63 60	70 70 65	53 48 48	50 35 30		
		HB	207 195 195	 202 219	 202 	211 202 195	207 198 202		
	650	a_K /J·cm^{-2}	205 200 195	95 70 65	75 70 68	63 60 58	68 58 53		
		HB	207 195 195	 202 211	 198 229	211 202 198	207 211 198		
热轧	800	a_K /J·cm^{-2}	90 87 80	 60 73	75 70 73	75 75 60	80 77 73		
		HB		219 229	229 224	229 255	229 255		

表 13.8-967 2Mn18Al5SiMoTi 钢焊接接头 800℃时效后的冲击韧性

焊条牌号	200 h 时效后 a_K/J·cm^{-2}	767 h 时效后 a_K/J·cm^{-2}
奥 202	45 45 40	20 26 23
00Cr22Ni10	58 60 30	35 43 43
奥 307	40 45 53	23 35 23

表 13.8-968 2Mn18Al5SiMoTi 钢的抗氧化性能

温度 /℃	经下列时间（h）的氧化增重速度/g·m^{-2}·h^{-1}							
	100	150	200	250	300	500	1 000	1 500
750	0.063 8	0.048 6		0.035 2		0.018 2	0.010 9	0.008 5
800	0.075 7	0.064 0	0.057 6		0.045 4	0.031 5	0.017 0	0.012 5
850	0.736 6		0.401 6					
900	2.029		1.041 3					

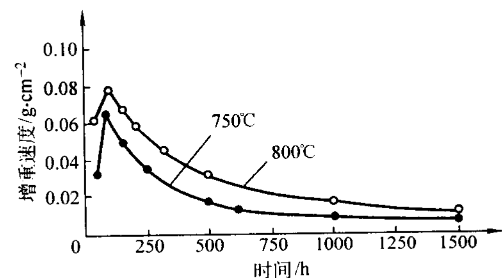


图 13.8-375 2Mn18Al5SiMoTi 钢氧化增重曲线

4.4 3Cr18Mn12Si2N

3Cr18Mn12Si2N钢是铬锰氮型奥氏体耐热不起皮钢。该钢的室温及高温性能高于1Cr20Ni14Si2钢，但抗氧化性能低于1Cr20Ni14Si2钢，能满足锅炉吊挂零件的工作要求。此外，该钢的抗硫腐蚀和抗渗碳性较好。该钢有时效脆化倾向，但时效后在高温下仍有较高的韧性。焊接性能好，手工焊时焊前可不预热，焊后可不进行热处理。

4.4.1 用途

该钢用于制造工作温度为≤900℃的锅炉过热器、省煤器吊挂零件及其他锅炉用耐热构件。

4.4.2 技术条件

3Cr18Mn12Si2N钢的化学成分和力学性能见表13.8-969和表13.8-970。

4.4.3 工艺性能

1）冶炼　碱性电炉冶炼。由于钢中含氮量较高，对氢比较敏感，以冶炼和浇注过程中，应防止钢液吸氢，以免钢锭或铸件中产生气孔。最好采用炉外精炼。

2）热加工　锻轧温度为1 150～900℃，锻轧后空冷。钢的高温强度较高，应采用功率大的锻锤。

3）弯曲成形　由于钢的室温强度很高，零件冷弯成形较困难，因此采用热弯成形。对管夹一类零件采用一次热弯成形；对马夹和定位板等零件，由于在弯曲过程中受力情况较复杂，变形量也较大，故采用两次热弯成形。一次预弯，一次成形，加热温度均为950～1 100℃，停压温度不低于900℃。

4）热处理　GB1221—92标准推荐的热处理制度为1 100～1 150℃快冷。工厂生产规范为下料后全部坯料进行固溶处理，1 000℃进炉，升温至1 100℃后保温5～10 min出炉水冷。经固溶处理后钢的硬度为210～230HB。

5）焊接　焊接性能良好，手工焊采用奥407焊条，焊前不预热，焊后可不进行热处理。

4.4.4 性能

1）物理性能　3Cr18Mn12Si2N钢的线胀系数见表13.8-971。

2）力学性能　3Cr18Mn12Si2N钢室温及高温力学性能见表13.8-972和表13.8-973；焊接接头的力学性能见表13.8-974。

3）持久强度　3Cr18Mn12Si2N钢900℃时的持久强度和塑度见表13.8-975。

4）组织稳定性　3Cr18Mn12Si2N钢经高温时效后的室温与高温冲击韧度见表13.8-976和表13.8-977；时效后的硬度值见表13.8-978。

5）抗氧化性能　3Cr18Mn12Si2N钢的抗氧化性能见表13.8-979。

表13.8-969　3Cr18Mn12Si2N钢的化学成分（质量分数）　%

技术条件	C	Si	Mn	Cr	N	S	P
GB1221—92	0.22～0.30	1.40～2.20	10.50～12.50	17.00～19.00	0.22～0.33	≤0.030	≤0.060

表13.8-970　3Cr18Mn12Si2N钢的力学性能

技术条件	热处理制度	σ_s	σ_b	δ	ψ	HB
		MPa		%		
GB1221—92	1 100～1 150℃快冷	390	685	35	45	≤248

表13.8-971　3Cr18Mn12Si2N钢的线胀系数

温度/℃	17～122	120～207	207～308	308～400	400～500	500～600	600～700
$\alpha_l/10^{-6}\,K^{-1}$	15.27	17.69	18.91	19.67	21.11	21.11	21.11

表13.8-972　3Cr18Mn12Si2N钢的室温力学性能

热处理制度	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
	MPa		%		
1 100～1 100℃固溶	500～555	840～870	48.0～58.0	52.0～63.0	104～144

表13.8-973　3Cr18Mn12Si2V钢的高温力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b /MPa	δ_5	ψ
			%	
1 100～1 150℃保温45 min空冷	700	407～451	20.0～28.0	14.5～28.0
	800	287～319	16.7～24.5	14.6～27.3
	900	183～212	22.2～33.0	24.9～45.8
	1 000	89～106	47.5～60.3	50.0～69.4

表13.8-974　3Cr18Mn12Si2N钢焊接接头力学性能

钢号	试验温度/℃	σ_b /MPa	冷弯 $D=2a$	断口位置
3Cr18Mn12Si2N	室温	965	>100°	焊趾上
	950±10	182		
	800±10	260		
1Cr20Ni14Si2（对比用）	950±10	183		焊趾上

注：用1Cr23Ni8焊条。

表13.8-975　3Cr18Mn12Si2N钢900℃持久强度与塑性

应力 σ/MPa	59	59	49.0	49.0	39	39	29
断裂时间/h	61.0	42.0	97.7	97.5	261.8	238.3	490.0
δ/%	—	57.4	49.3	44.0	39.4	47.7	44.3

表13.8-976　时效对3Cr18Mn12Si2N钢室温冲击韧度的影响

时效温度/℃	下列时间（h）时效后的室温冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}					
	未时效	5	15	50	150	500
700	90～100	12～17	7～8	6～7	7～8	8～10
800	90～100	6～7	6～7	8	10～11	10～11
900	90～100	6～9	6～8	7～9	7～11	7～11

表13.8-977　时效对3Cr18Mn12Si2N钢高温冲击韧度的影响

试验温度/℃	在下列温度经500 h时效后的高温冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}		
	700℃	800℃	900℃
300	68～78	60～94	53～75
600	60～82	62～95	53～104
900	176～220	147～150	108～154

表13.8-978　时效对3Cr18Mn12Si2N钢硬度值的影响

时效温度/℃	下列时间（h）时效后的硬度值HRC					
	0	5	15	50	150	500
700	30～34	27～28	26	27～28	31～32	31～32
800	30～34	26～31	31～32	31～32	31	31
900	30～34	30～31	30～31	30～31	30～31	30

注：（1 100～1 150℃）×30 min固溶。

表 13.8-979 3Cr18Mn12Si2N 钢的抗氧化性

温度/℃	900	1 000	1 100
氧化腐蚀率/mm·a⁻¹	0.15		2.80
500 h 平均增重/g·m⁻²·h⁻¹	0.033~0.055	0.775	

4.5 2Cr20Mn9Ni2Si2N（101）

2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢是 Cr-Mn-Ni-N 型奥氏体耐热不起皮钢。该钢具有较好的高温强度和高温塑性。由于钢中含有一定量的镍，使钢在高温时效后仍然具有较高的冲击韧性。该钢还具有良好的抗渗碳性及耐急冷急热性能，在熔盐中也有较好的耐热性。该钢的抗氧化性比铬镍奥氏体钢差，但仍能满足 900~1 050℃炉用材料的要求。该钢的焊接性能较好，焊接裂纹的敏感性小，可用各种焊接方法焊接，焊前可不预热，焊后可不进行热处理。该钢有冷加工硬化倾向。

4.5.1 用途

该钢用于制造工作温度≤1 000℃的锅炉过热器吊挂、蛇形管支座、定位板及其他耐热构件，也可作为耐热铸钢使用。在 850~1 000℃（短时可在 1 050℃）范围内代替高铬镍耐热钢（例如 1Cr20Ni14Si2、3Cr18Ni25Si2、2Cr25Ni13 及 1Cr25Ni20Si2 等）。

4.5.2 技术条件

2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的化学成分和力学性能见表 13.8-980 和表 13.8-981。

4.5.3 工艺性能

1）冶炼 可用碱性电弧炉、感应炉和电渣重熔方法冶炼。冶炼过程中应严格控制含氮量。造渣材料和合金材料应被烘烤到 800℃以上。出钢温度以 1 400~1 480℃为宜。

2）锻造 加热温度为 1 200~1 240℃，始锻温度为 1 180~1 200℃，终锻温度大于 900℃，空冷。

3）轧制 加热温度为 1 180~1 220℃，开轧温度为 1 120~1 180℃，终轧温度高于 900℃。

4）穿管 管坯加热温度为 1 130~1 150℃，穿孔后温度为 1 190~1 210℃。若用水冷顶头，加热温度可适当高一些，但穿孔后仍以控制温度为 1 200℃为宜。

钢管冷拔前的打头温度控制在 1 000~1 100℃，打头后水冷。冷拔的中间热处理温度为 1 140~1 160℃。

5）冲压 钢的冲压性能良好，但有冷加工硬化倾向。由于钢的室温强度较高，冲压时有回弹现象，因此冲压前宜进行固溶处理。冲压温度为 700~800℃。

6）热处理 GB1221—92 标准推荐的热处理制度为 1 100~1 150℃快冷固溶处理。

7）焊接性能 焊接性能较好，可用各种为焊接方法焊接。手工焊可采用奥 407 或相应成分的铬锰氮不锈钢焊条。钢的裂纹敏感性小，焊前不需要预热。

4.5.4 性能

1）物理性能 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的线胀系数见表 13.8-982。

2）力学性能 不同状态下的室温与高温力学性能见表 13.8-983 和表 13.8-984；焊接接头的力学性能见表 13.8-985。

3）持久强度 900℃时钢的持久强度值见表 13.8-986；持久强度曲线如图 13.8-376 所示。

4）组织稳定性 不同温度下长时间时效后的冲击韧度和硬度见表 13.8-987 和表 13.8-988 以及图 13.8-377 和图 13.8-378。

5）抗腐蚀性 在不同熔盐中的腐蚀失重速度见表 13.8-989。

6）抗氧化性 在不同温度下的抗氧化性能见表 13.8-990 和图 13.8-379~图 13.8-381。

表 13.8-980 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的化学成分（质量分数） %

技术条件	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	N
GB1221—92	0.17~0.26	8.50~11.00	1.80~2.70	≤0.030	≤0.060	2.00~3.00	18.00~21.00	0.20~0.30

表 13.8-981 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的力学性能

技术条件	热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	HB
		MPa		%		
GB1221—92	1 100~1 150℃快冷	390	635	35	45	≤248

表 13.8-982 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的线胀系数

温度/℃	13~100	13~200	13~300	13~400	13~500	13~600	13~700	13~800	13~900	13~1 000
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	15.6	16.5	16.8	17.5	17.9	18.5	18.7	18.9	19.1	19.8

表 13.8-983 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的室温力学性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	HB
	MPa		%		/J·cm⁻²	
锻轧 锻轧固溶 铸态固溶		≥750 ≥700 ≥650	≥20 ≥30 ≥10	20~30 60~70 30~65	无缺口≥100 ≥200 无缺口≥50	
GB1221—84 1 100~1 150℃快冷	≥					≤248
	392	637	35	45		

表 13.8-984 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的高温力学性能

试验温度/℃	试样状态	σ_b /MPa	δ_5	ψ
			%	
700 800	轧态固溶 轧态固溶	350~400 ~290	15~30 ~40	20~46
900	铸态固溶	135 140 160	37 26 21	44 31 14
	轧态固溶	150	64	72
950	轧态固溶	118	36	79
1 000	铸态固溶	80 75	45 40	39 40
	轧态固溶	90	67	70
1 100	铸态固溶	40 40	41 44	35 31
	轧态固溶	45	77	

表 13.8-985 2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的焊接接头力学性能

试样	焊条	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K	断裂位置
		MPa		%		/J·cm⁻²	
母材		480 477	605 682	13.8 5.3	13.0 13.8	15 18	

续表 13.8-985

试样	焊条	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_K	断裂位置
		MPa		%		/J·cm^{-2}	
接头	OKR7	485	628	16.8	51.0	21.30	热影响区
		468	624	17.3	49.0	15.16	
接头	254E	610	735	11.8	13.0	66	熔合线
		583	710	16.8	49.4	10	热影响区

表 13.8-986　2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的持久强度

原始状态	试验温度 /℃	$\sigma_{1\times10^3}$	$\sigma_{1\times10^4}$
		MPa	
普通铸造	900	17 ~ 20	10 ~ 11
离心铸造		26	16

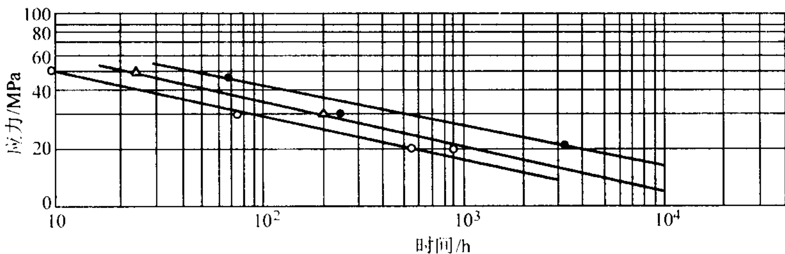


图 13.8-376　900℃时钢的持久强度曲线

△ 普通铸造 1；○ 普通铸造 2；● 离心铸造

表 13.8-987　2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢时效后的冲击韧度和硬度

材料状态	时效温度 /℃	下列时间（h）时效后室温 a_{KU}/J·cm^{-2}				下列时间（h）时效后的 HRC		
		未时效	10	30	100	10	30	100
热轧扁钢横向	850		30	33	31	27	25	26
热轧扁钢纵向			30	29	27	27	26	26
锻态		59	(>295)	(>295)	(>255)	32	34	36
铸态		36	(106)	(120)	11 (115)	24	26	26
铸造试样 1 150℃固溶	800	321	27			24		
	900	263	30			24		
	1 000	263	43			19		

注：括号内为无缺口冲击试样值。

表 13.8-988　2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢时效后的冲击韧度

试样	热处理制度	在下列温度（℃）的 a_K/J·cm^{-2}			
		室温	500	900	
ϕ15 mm 轧材	1 100℃固溶，700℃ × 30 h 时效	19	169	167	198
26 mm × 250 mm 扁钢横向	850℃ × 100 h 时效	31		111	
26 mm × 250 mm 扁钢纵向	850℃ × 100 h 时效	21		120	

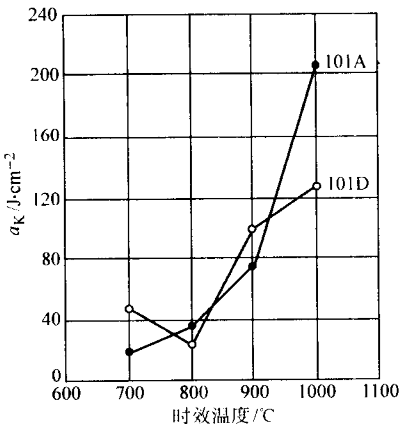


图 13.8-377　不同温度下保温 100 h 后的冲击韧度

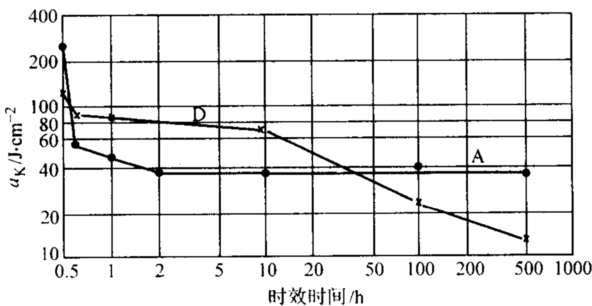


图 13.8-378　800℃下保温时间与冲击韧度的关系

（A、D 代表不同炉号）

表 13.8-989　2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢在高温熔盐中的抗腐蚀性

钢号	在下列熔盐中的腐蚀失重速度/g·m^{-2}·h^{-1}		
	55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$ 500℃	60% NaOH + 40% NaCl 700℃	22% NaCl + 78% $BaCl_2$ 900℃
101 钢	0.182	6.598	0.861
	0.165	4.761	1.295
	0.144	4.754	5.070
	0.168	4.465	1.110
1Cr18Ni9Ti（对比用）	0.143	4.567	1.422

表 13.8-990　2Cr20Mn9Ni2Si2N 钢的抗氧化性能

温度/℃	氧化增重	
	时间/h	增重速度/g·m⁻²·h⁻¹
800	100 ~ 200	≤0.04
900	400 ~ 500	≤0.20
1 000	400 ~ 500	≤0.50
1 100	0 ~ 100	≤1.00

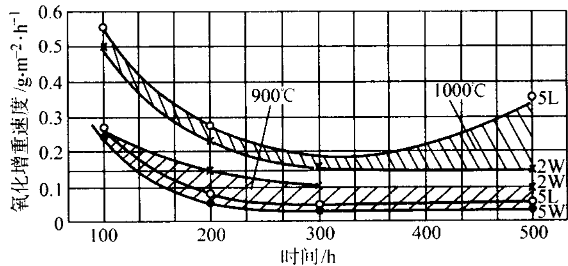


图 13.8-379　900℃和 1 000℃氧化增重速度与时间的关系

2、5 分别代表 63-02 及 63-05 炉号；W 为 1 100℃固溶处理；L 为铸态

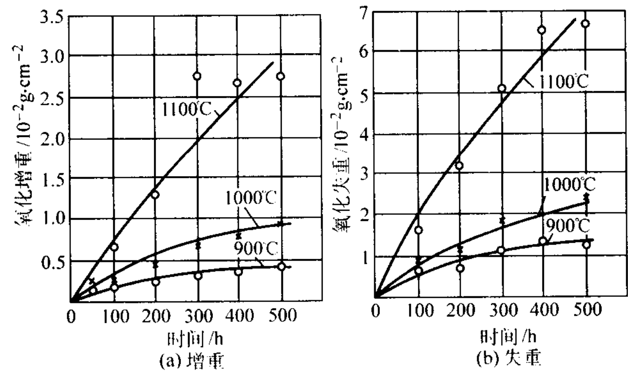


图 13.8-380　D 炉次试样在不同温度下的增重和失重曲线

4.6　1Cr20Ni14Si2（X20CrNiSi2012、20X20H14C2）

1Cr20Ni14Si2 钢是含有 2% Si 的 Cr-Ni 型奥氏体耐热钢。由于钢中铬、镍元素含量较高，故具有良好的高温强度和抗氧化性能。该钢的最高抗氧化温度可达 1 050℃，其抗氧化腐蚀率在 900℃时为 0.1 mm/a，1 100℃时为 1.1 mm/a。该钢对硫气氛较敏感，在 600 ~ 800℃时有析出 σ 相的脆化倾向。焊接性良好。

4.6.1　用途

该钢用于制造含硫较低气氛中的耐高温构件；在锅炉上可用于制造受热面固定件，过热器吊挂、马夹等；在吹灰器上用于制造吹灰器定位件、喷嘴等零件。

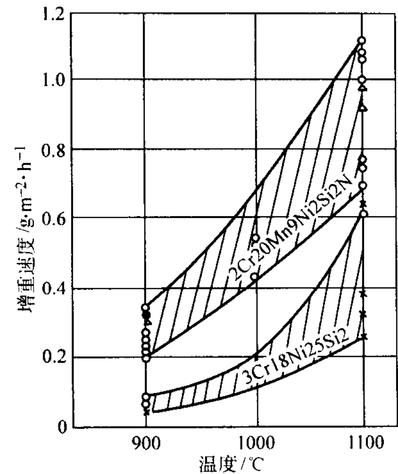


图 13.8-381　试验温度与 100 h 氧化增重速度的关系

4.6.2　技术条件

1Cr20Ni14Si2 钢材品种见表 13.8-991。该钢及其相类似钢号的化学成分和力学性能见表 13.8-992 和表 13.8-993。

4.6.3　工艺性能

1）冶炼　电炉冶炼。

2）锻造　如锻温度为 1 120 ~ 1 250℃，终锻温度高于 950℃，空冷。

3）热处理　GB/T 1221—1992 标准推荐的热处理制度为 1 080 ~ 1 130℃快冷。

4）焊接　焊接性良好，推荐手工焊用 TA262 型焊条（上焊 53），自动焊用 H09Cr25Ni13 焊丝。

4.6.4　性能

1）物理性能　1Cr20Ni14Si2 钢的物理性能见表 13.8-994。

2）力学性能　1Cr20Ni14Si2 钢的高温力学性能见表 13.8-995。

3）持久强度与蠕变极限　1Cr20Ni14Si2 钢的持久强度与蠕变极限见表 13.8-996 和表 13.8-997。

4）组织稳定性　1Cr20Ni14Si2 钢在高温时效后的冲击韧度与硬度见表 13.8-998。

5）抗氧化性能　1Cr20Ni14Si2 钢在 900 ~ 1 100℃下的抗氧化性能见表 13.8-999。

表 13.8-991　1Cr20Ni14Si2 钢材品种

材料类型	条钢	钢板
进厂状态	热轧、锻制及热处理	软态
技术标准	GB/T 1221—1992	GB/T 3280—1992

表 13.8-992　1Cr20Ni14Si2 钢化学成分（质量分数）　%

国别	牌号	技术条件	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
			≤		≤				
中国	1Cr20Ni14Si2	GB/T 1221—1992 GB/T 3280—1992	0.20	1.50 ~ 2.50	1.50	0.030	0.035	19.00 ~ 22.00	12.00 ~ 15.00
德国	X20CrNiSi2012	1.482 8（W-Nr）	0.20	1.50 ~ 2.50	2.00	0.030	0.045	19.00 ~ 21.00	11.00 ~ 13.00
前苏联	20X20H14C2	ГОСТ5632—72	0.20	2.0 ~ 3.0	1.50	0.025	0.035	19.00 ~ 22.00	12.00 ~ 15.00

表 13.8-993 1Cr20Ni14Si2 钢的力学性能

技术条件	热处理制度	截面尺寸 /mm	取样位置	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%
				≥			
GB/T 1221—1992 1Cr20Ni14Si2	1 080 ~ 1 130℃快冷			590	295	δ≥35	50
GB/T 3280—1992 1Cr20Ni14Si2	软态 1 080 ~ 1 130℃ 水冷或空冷	≤4	横向	588		40	
1Cr20Ni14Si2	1 080 ~ 1 130℃ 水冷或空冷	4 ~ 25	横向	588		40	
W-Nr1.4828 X15CrNiSi2012				590 ~ 740	295	40	
ГОСТ5632—72 20X20H14C2				588	294	35	55

表 13.8-994 1Cr20Ni14Si2 钢物理性能

密度 ρ/g·cm^{-3}	7.80		
线胀系数 α_l /10^{-6} K^{-1}	20 ~ 400℃	20 ~ 800℃	20 ~ 1 000℃
	17.5	18.5	19.5
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	20℃	比热容 c /J·kg^{-1}·K^{-1}	20℃
	14.65		502
弹性模量 E/GPa	20℃	电阻率 ρ /10^{-6}Ω·m	20℃
	196		0.85

表 13.8-995 1Cr20Ni14Si2 钢的高温力学性能

试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ
	MPa		%	
700	147	339 ~ 359	29.7 ~ 36.3	33.7 ~ 44.5
800	118	176 ~ 217	26.0 ~ 48.0	35.0 ~ 70.3
900	59	102 ~ 111	50.0 ~ 56.7	46.8 ~ 67.4
1 000	39	45 ~ 68	50.8 ~ 80	62.5 ~ 93.0

表 13.8-996 1Cr20Ni14Si2 钢的持久强度

应力/MPa	断裂时间/h	δ/%
59	15.3	79.8
59	82.5，20.4	48.6，46.1
39	159.3，123，0	35.4，31.6
29	236.8，210.9	23.4，27.3

表 13.8-997 1Cr20Ni14Si2 钢持久强度与蠕变极限

试验温度/℃	600	650	700	800	900	1 000
$\sigma_{1\times10^5}$/MPa		44	29	10	5	2
$\sigma_{1\times10^{-4}}$/MPa	78	34		20		

表 13.8-998 1Cr20Ni14Si2 钢的组织稳定性

时效温度 /℃	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2} 及洛氏硬度 HRB	保温时间/h						
		0	1	2	10	100	200	500
700	a_K	11.9		11.5	10.6	8.6	7.5	5.2
	HRB	90		92	92	91	91	91
800	a_K	11.9	12.0	11.9	12.2	6.6		3.6
	HRB	90	93	92	90.5			92

续表 13.8-998

时效温度 /℃	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2} 及洛氏硬度 HRB	保温时间/h						
		0	1	2	10	100	200	500
900	a_K	11.9	13.9	14.2	13.2	13.7		14.0
	HRB	90	92	92	91.5	90		88
1 000	a_K	11.9	14.6		13.2	17.8		
	HRB	90	91.5		90	85.5		

表 13.8-999 抗氧化性能

温度 /℃	增重或失重 /10^{-2} g·cm^{-2}	保温时间/h						腐蚀率 /mm·a^{-1}
		50	100	200	300	400	500	
900	增重		0.062 1	0.105 6	0.147 0	0.178 0	0.167 0	0.10
	减重		0.129 9	0.244 5	0.315 0	0.341 6	0.323 4	
1 000	增重	0.145 4	0.187 6	0.227 5	0.286 3	0.314 2	0.362 5	
	减重	0.292 6	0.362 0	0.488 8	0.576 5	0.615 8	0.660 0	
1 100	增重		0.406 1	0.527 4	0.958 3	1.183 3	0.926 0	1.10
	减重		0.521 4	0.009 1	1.543 2	1.873 4	1.516 9	

4.7 1Cr25Ni20Si2

此钢属于奥氏体型耐热钢，抗氧化和抗渗碳性能优于 1Cr25Ni20，也具有较好的抗一般腐蚀性能。最高使用温度可达 1 200℃。韧性、可焊性较 1Cr25Ni20 钢稍降低。连续使用最高温度为 1 150℃；间歇使用最高温度为 1 050 ~ 1 100℃。该钢主要用于制造加热炉的各种构件，例如合成氨设备高温炉管、高温加热炉管、辐射管、加热炉辊筒及燃烧室构件等。

4.7.1 化学成分

该钢化学成分见表 13.8-1000（GB/T 1221—1992）。

4.7.2 物理常数

该钢熔点为 1 371 ~ 1 427℃；密度为 7.72 g/cm^3；比热容为 502.42 J/kg·K；弹性模量 E 为 203 000 MPa；比电阻（20℃）ρ 为 0.95 Ω·mm^2/mm；线胀系数见表 13.8-1001，热导率见表 13.8-1002。

4.7.3 力学性能

该钢力学性能见表 13.8-1003 ~ 表 13.8-1006 及图 13.8-382。

4.7.4 抗氧化及耐蚀性能

1）抗氧化性能 该钢由于硅含量比一般铬镍奥氏体钢高，线胀系数小，有利于形成更紧密的附着膜，所以抗氧化性能很好，最高使用温度为 1 200℃。

2）耐蚀性能 该钢一般耐蚀性能很好。在湿腐蚀介质中耐蚀性能比 1Cr25Ni20 钢稍差。在室温硝酸蒸气中、在

427℃的硝酸盐介质中有很好的耐蚀性能。在 SO_2 气氛中耐蚀性能尚可，但在 SO_3 数量较多的气氛中耐蚀性能比1Cr25Ni20 钢差。

4.7.5　热加工工艺性能

该钢热加工制度见表 13.8-1007。

该钢淬火后（固溶处理后）切削性能较好。由于此钢易加工硬化，走刀量应尽可能大，转速低。应采用锐利的刀具切削。使用煤油冲淡的硫化切削油作为冷却剂。

该钢可用气焊、电弧焊焊接，焊前不需预热，焊后不需热处理。但对于要求耐蚀性高的部件，焊后必须淬火。通常采用 Cr25Ni20 焊条进行焊接。

该钢热处理制度为 1 080～1 150℃水冷或空冷。

4.7.6　交货状态

该钢以淬火状态交货。

4.7.7　生产品种规格

热轧材、锻材的圆钢、方钢、扁钢　品种规格参见1Cr20Ni14Si2 钢。

热轧板、冷轧钢带　参见 1Cr20Ni14Si2 钢。

钢丝　φ0.25～8.0 mm。

无缝钢管　按需要供应。

4.7.8　主要生产厂

该钢主要生产厂有本钢一钢厂，大连钢厂、抚顺钢厂、大冶钢厂、鞍钢无缝厂、重庆特殊钢厂等。

表 13.8-1000　1Cr25Ni20Si2 钢的化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
≤0.20	1.50～2.50	≤1.50	24.0～27.0	18.0～21.0	≤0.030	≤0.035

表 13.8-1001　1Cr25Ni20Si2 钢的线胀系数

温度/℃	20～100	20～300	20～500	20～800	20～1 000
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	15.5	16.5	17.5	18.5	19.5

表 13.8-1002　1Cr25Ni20Si2 钢的热导率

温度/℃	20	500
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	14.654	18.841

表 13.8-1003　1Cr25Ni20Si2 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	HB
	MPa		%		
1 080～1 130℃水冷	≥590	≥295	≥35	≥50	≤187

表 13.8-1004　1Cr25Ni20Si2 钢的高温力学性能

温度/℃		600	700	800	900	1 000
σ_b	MPa	440		230		75
σ_s	MPa	130	110	90	70	50

表 13.8-1005　1Cr25Ni20Si2 钢的持久强度

温度/℃		600	700	800	900	1 000
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	MPa	118	39	18	7	2
$\sigma_{1\times10^{-5}}$	MPa	78	20	9	3	0.5

表 13.8-1006　1Cr25Ni20Si2 钢的蠕变强度

温度/℃		600	700	800	900	1 000	1 100	1 200
$\sigma_{1\times10^{-3}}$	MPa	98	44	20	9	4	2	0.5
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	MPa	93	37	13	5			

表 13.8-1007　1Cr25Ni20Si2 钢的热加工工艺制度

开始温度/℃	终止温度/℃	镦锻终止温度/℃	冷却
1 040～1 120	≥930	930～1 010	空冷

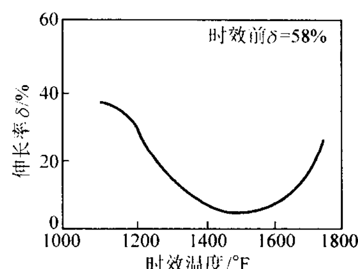


图 13.8-382　长期高温时效后的室温塑性（时效 1 000 h）

4.8　3Cr24Ni7SiNRE

3Cr24Ni7SiNRE 钢是在 3Cr24Ni7SiN 钢基础上添加质量分数为 0.2%～0.3%铈或镧而成。加入稀土后，明显改善了钢在 1 100～1 200℃的抗氧化性能，提高了钢在铸态时的持久强度，改善了热加工性能，从而使该钢的主要性能都达到或超过了 4Cr25Ni20Si2（HK40）钢的水平。此钢可代替 Cr23Ni18、2Cr25Ni20Si2、4Cr25Ni20Si2 等钢和部分代替 Cr25Ni35、Cr28Ni48W5 等钢制造在 950～1 200℃范围内工作的各种耐热构件。

4.8.1　化学成分

该钢的化学成分见表 13.8-1008。

表 13.8-1008　3Cr24Ni7SiNRE 钢化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni8	N	RE	S	P
0.30～0.40	1.3～2.0	≤2.0	23.0～26.0	7.0～8.5	0.20～0.30	0.20～0.30	≤0.030	≤0.035

4.8.2　物理常数

该钢密度为 7.77 g/cm³，弹性模量、线胀系数、比电阻见表 13.8-1009～表 13.8-1011。

表 13.8-1009　3Cr24Ni7SiNRE 钢弹性模量

温度/℃	12	100	200	300	400	500	600	700
E/MPa	206	202	194	185	174	166	159	149

表 13.8-1010　3Cr24Ni7SiNRE 钢线胀系数

温度/℃	29～100	29～200	29～300	29～400	29～500	29～600	29～700	29～800	29～900
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	15.6	16.7	17.0	17.4	17.8	18.0	18.2	18.6	18.9

表 13.8-1011　3Cr24Ni7SiNRE 钢比电阻

温度/℃	21	100	200	300	400	500	600	700	800	900
$\rho/\Omega\cdot mm^2\cdot m^{-1}$	0.835	0.870	0.947	1.014	1.057	1.108	1.152	1.193	1.220	1.250

4.8.3　性能

力学性能该钢见表 13.8-1012～表 13.8-1014，时效稳定性见表 13.8-1015 和表 13.8-1016，抗氧化性能如图 13.8-383～图13.8-385 所示。

表 13.8-1012 3Cr24Ni7SiNRE 钢室温力学性能

状态	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
离心铸造固溶处理	755 ~ 804	20 ~ 40	16 ~ 40	
锻轧态固溶处理	921 ~ 951	33 ~ 38	18 ~ 40	57 ~ 90

表 13.8-1013 3Cr24Ni7SiNRE 高温力学性能

状态	温度/℃	σ_b/MPa	δ_5	ψ
			%	
离心铸造，固溶处理铸态，1 000℃ × 24 h 时效锻轧状态，固溶处理	1 100	500 ~ 650	27 ~ 28	26 ~ 37
	1 200	270 ~ 310	35 ~ 42	32 ~ 50
	1 100	520 ~ 860	28 ~ 67	29 ~ 58
	1 200	350 ~ 380	29 ~ 36	25 ~ 40
	1 000	980 ~ 1 230	56 ~ 69	69 ~ 74
	1 100	500 ~ 590	56 ~ 123	64 ~ 84
	1 200	290 ~ 320	79 ~ 198	79.4

表 13.8-1014 3Cr24Ni7SiNRE 持久强度

状态	温度/℃	下列应力（MPa）时的断裂时间				备注
		40	30	20	10	
离心铸造材	900	587 h 45 min	2 701 h 55 m			3Cr24Ni7-SiNRE（加入0.3% La）
普通铸造材，1 000℃、24 h 时效	1 000	30 h 20 min	134 h 20 m	912 h 30 m	3 558 h 35 m	
进口离心铸件	1 000	15 h 15 min	54 h 20 m	360 h 20 m	1 723 h 25 m	HK_{40}

表 13.8-1015 3Cr24Ni7SiNRE 时效后室温力学性能

状态	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	备注
锻轧态，固溶处理后 800℃ 500 h 时效	843 ~ 892	12 ~ 18	19 ~ 24	3Cr24Ni7SiNRE（加入 0.2% ~ 0.3% Ce 或 La）

表 13.8-1016 3Cr24Ni7SiNRE 时效后室温冲击韧度及硬度

状态	a_K/J·cm^{-2}	HRC
锻轧材，固溶后 700℃ × 100 h 时效	250 ~ 370	23 ~ 26
锻轧材，固溶后 800℃ × 10 h 时效	350 ~ 410	23 ~ 26
锻轧材，固溶后 800℃ × 100 h 时效	60 ~ 250	23 ~ 29
铸态，1 000℃ × 24 h 时效	100 ~ 150	

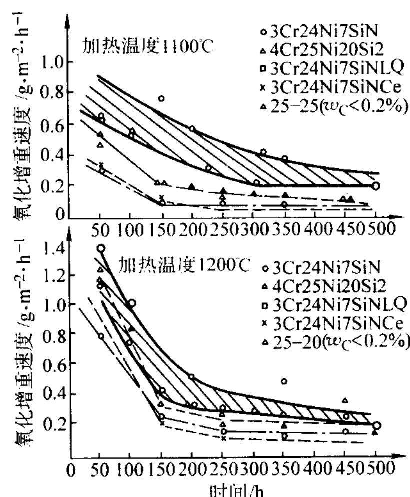


图 13.8-383 几种钢氧化增重速度与时间的关系

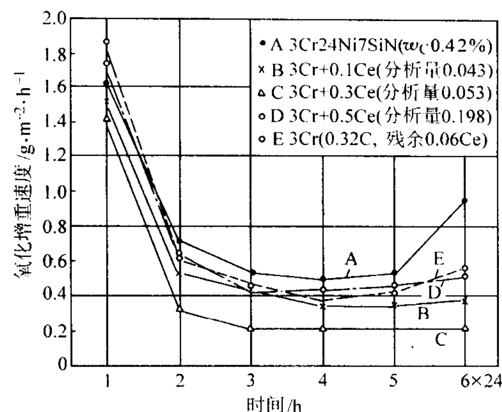


图 13.8-384 不同稀土含量对 1 200℃抗氧化性的影响

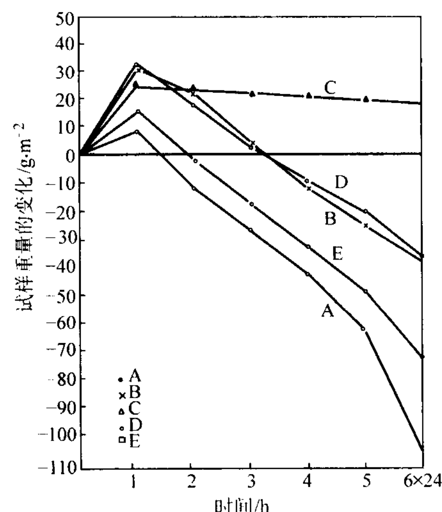


图 13.8-385 试样重量变化与氧化时间的关系

（A、B、C、D、E 代表的钢与图 13.8-384 相同）

4.8.4 生产工艺

1）冶炼　通常采用电弧炉冶炼。当铸造较小的铸件或铸管时，也可用中频感应炉冶炼。稀土用铝皮或镍皮包好插入钢液中，在有氮气保护时，效果更好。

2）热加工制度　见表 13.8-1017。

表 13.7-1017 热加工制度

装炉	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
冷装炉炉温 < 800℃，热装炉炉温不限	1 180 ~ 1 220	1 150 ~ 1 180	> 900	空冷

3）冷加工　固溶处理状态可以进行冷弯曲、卷边等。

4）切削加工　切削性能与高铬镍奥氏体钢相近。

5）焊接　可焊性良好，焊前不需预热，焊后不用热处理。可用 HCr25Ni20 焊丝进行焊接。

6）热处理　固溶处理温度为 1 160 ~ 1 200℃，水冷。

4.8.5 交货状态

该钢变形材以固溶处理状态交货；铸件在铸态交货。

4.8.6 生产品种规格

该钢品种规格有钢板、钢管、圆钢；普通铸件、离心铸管等。

4.8.7 主要生产厂

该钢主要生产厂有重庆特殊钢厂、长城钢厂四分厂、扬州冶金机械修造厂、上海重型机器厂、上海铸钢厂等。

5 耐热铸钢

5.1 ZG20CrMo（ZG22CrMo）

ZG20CrMo是一种广泛应用的热强铸钢，有较好的组织稳定性和较为令人满意的工艺性能。当温度超过500℃时，钢的热强性能显著下降。ZG22CrMo相当于国外的1/2Cr-1/2Mo铸钢。

5.1.1 用途

该钢用于制造工作温度482℃以下的锅炉、汽轮机、燃气轮机铸件，例如主汽阀、汽缸、隔板、锅炉阀壳等。

5.1.2 技术条件

该钢的化学成分和力学性能要求见表13.8-1018和表13.8-1019。

表13.8-1018 ZG20CrMo钢和ZG22CrMo钢的化学成分（质量分数） %

国别	技术条件		C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S	Al	Ni
中国	JB/T 9625—1999 ZG20CrMo		0.15~0.25	0.50~0.80	0.20~0.45	0.50~0.80	0.40~0.60	≤0.04	≤0.04		
中国	ZB K54023—1988 ZG20CrMo		0.15~0.25	0.50~0.80	0.20~0.45	0.50~0.80	0.40~0.60	≤0.04	≤0.04		
中国	JB/T 3285—1983 ZG20CrMo		0.15~0.25	0.50~0.80	0.20~0.45	0.50~0.80	0.40~0.60	≤0.04	≤0.04		
前苏联	МВН 632—56 20ХМЛ		0.15~0.25	0.50~0.80	0.20~0.40	0.50~0.80	0.40~0.60	≤0.04	≤0.04		≤0.3
中国	技术条件（草案）—1983 ZG22CrMo	炉前分析	≤0.25	≤0.70	≤0.60	0.40~0.70	0.40~0.60	≤0.04	≤0.04	≤0.025	
		产品分析	≤0.27	≤0.74	≤0.62	0.35~0.75	0.38~0.62	≤0.04	≤0.04	≤0.025	
美国	ASTM A356—83 Gr.5		≤0.25	≤0.70	≤0.60	0.40~0.70	0.40~0.60	≤0.035	≤0.03		

表13.8-1019 ZG20CrMo钢和ZG22CrMo钢的力学性能（除注明范围者均为最小值）

技术条件	σ_S	σ_b	δ_5	ψ	a_K	HB
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
JB/T 9625—1999 ZG20CrMo	245	461	18	30		
ZB K54023—1988 ZG20CrMo	245	461	18	30	29.4	135~180
JB/T 3285—1983 ZG20CrMo	245	461	18	30	29.4	135~180
МВН632—56 20ХМЛ	245	461	18	30	29	
技术条件（草案）—1983 ZG22CrMo	314	490~657	22	35		
ASTM A356—83 Gr.5	275	485	22	35		

5.1.3 工艺性能

1）冶炼 该钢采用电炉冶炼，工艺容易掌握，钢水流动性良好。冶炼时尽可能采用真空除气或氩氧脱碳法。如果采用铝脱氧，全铝量 w_{Al} 不应超过0.025%。

2）铸造工艺性 该钢铸造工艺性尚可，铸件缩尺1.5%~2.0%。

3）热处理 ZG20CrMo热处理制度为900℃正火4 h，650~680℃回火6~8 h，空冷或炉冷。粗加工后或补焊后进行回火处理：650~680℃保温4~8 h，炉冷。

ZG22CrMo正火温度为927~982℃，加热速度不大于110℃/h，保温时间不小于0.4 h/cm+2 h，然后空冷到低于204℃；回火温度为663~718℃，保温时间同正火，冷却速度小于110℃/h，出炉温度小于315℃，去应力回火温度为649~704℃，但至少要比实际回火温度低14℃，保温时间大于0.4 h/cm+4 h，冷却速度小于550℃/h，出炉温度315℃。

4）焊接 该钢焊接性能尚可。手工焊采用热307焊条，热407焊条，焊前预热温度为250~300℃，焊后进行高温回火。

5.1.4 性能

1）物理性能 该钢物理性能见表13.8-1020~表13.8-1021。

表13.8-1020 ZG22CrMo钢的物理性能

试验温度/℃	25	90	205	315	425	540	650
密度 ρ/g·cm^{-3}	7.83						
热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}	39.8						
线胀系数 α_l/10^{-6} K^{-1}		12.51	13.05	13.50	13.97	14.35	14.67
比热容 c/kJ·kg^{-1}·K^{-1}	0.419	(150℃) 0.469	0.477	0.507	0.536	0.557	0.586
弹性模量 E/GPa	224	217	206	195	186	176	168
切变模量 G/GPa	80.9						
泊松比 μ	0.30						

表13.8-1021 ZG20CrMo钢的物理性能

线胀系数 α_l /10^{-6} K^{-1}	25~100℃	25~200℃	25~300℃	25~400℃	25~500℃	25~600℃
	10.86	12.43	12.78	13.12	13.57	13.94
弹性模量 E /GPa	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	
	200	190	180	174	166	

2）力学性能

① ZG20CrMo 钢的力学性能见表 13.8-1022。

表 13.8-1022 ZG20CrMo 钢的高温力学性能

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm⁻²
890～910℃ 正火 640～660℃ 回火	20	310～400	480～560	12～28	27～66	70～170
	400	350	440	17～21	59～62	80
	450	320	420	22	62～69	95
	500	300	385	22	69～75	75
	550	260	340	24.5	77	70
	600	200～240	295	27.5	81.5	65
	650	205	240	30	80	70
880～900℃ 退火	400	370	470	17～22	41～51	75
	450	310～350	440～480	20	55～59	65
	500	300～330	400～420	14～24	64～79	50
	550	250～290	340～400	20～23	64～79	40
	600	250～270	310～350	24～26	73	55～65
	650	200	235	28	75	50

② ZG22CrMo 钢的力学性能见表 13.8-1023。

表 13.8-1023 ZG22CrMo 钢的高温力学性能（平均值）

温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ（标距 50 mm）	ψ
	MPa		%	
25	324	534	25	49
100	276	500	21	38
200	252	493	17	31
300	248	493	16	31
400	252	482	18	37
500	241	424	25	52
600	207	296	36	77
650	173	193	45	90

③ ZG20CrMo 钢的焊缝力学性能见表 13.8-1024。

表 13.8-1024 ZG20CrMo 钢的焊缝力学性能

母材化学成分（质量分数）/%	热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K /J·cm⁻²
			MPa		%		
Cr 0.5 Mo 0.5 C 0.15	不热处理	20	475	609	15.9	41.1	89
	高温 700℃回火	20	368	518	26.0	65.4	151
	高温 700℃回火	550	366	475	18.3	60.0	49
Cr 0.5 Mo 0.5 C 0.19	不热处理	20	439	588	15.3	45.9	82
	高温 700℃回火	20	355	497	26.3	68.1	142
	高温 700℃回火	550	337	431	21.6	63.0	52

④ ZG22CrMo 钢的冲击韧性见表 13.8-1025。

表 13.8-1025 ZG22CrMo 钢的冲击韧性

温度/℃	A_{KV}/J	韧性区面积/%	温度/℃	A_{KV}/J	韧性区面积/%
20	4.9	8	120	52	87
40	12	19	140	57	96
60	22	32	160	60	100
80	36	54	180	62	100
100	44	73	200	62	100

3）持久强度和蠕变极限 表 13.8-1026 列出了 ZG20CrMo 钢的持久强度和蠕变极限。图 13.8-386 为该钢的 L-M 参数曲线。

表 13.8-1026 ZG20CrMo 钢的持久强度和蠕变极限

热处理制度	试验温度 /℃	$\sigma_{1\times10^4}$	$\sigma_{1\times10^5}$	$\sigma_{1\times10^{-4}}$	$\sigma_{1\times10^{-5}}$
		MPa			
890～910℃正火 640～660℃回火	470	288～306	260～278		162
	510	182～200	142～157	180	66
	550	92～98	60～65	80	29

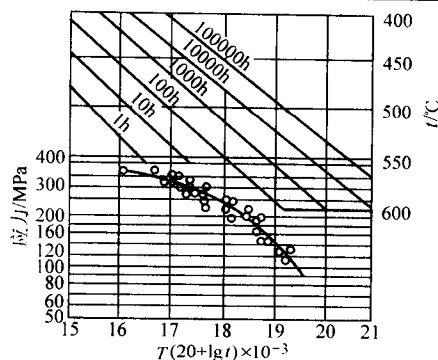


图 13.8-386 ZG20CrMo 的 L－M 参数曲线
T 的单位为 K，t 的单位为 h

5.2 ZG1Cr11Ni2WMoV

ZG1Cr11Ni2WMoV 是一种质量分数为 12%铬型马氏体热强不锈铸钢。相近牌号有 13X11H2B2MФЛ 和 ХИ961Л（俄罗斯）。该钢具有良好的综合力学性能和长期回火组织稳定性，铸造、焊接、切削加工等工艺性能也较好。在 700℃空气中具有稳定的抗氧化性能；能耐淡水和空气腐蚀，但不适宜在海水和海洋性大气中使用。该钢适用于制作 600℃以下工作的耐腐蚀铸件。

1）材料的技术标准 有 JB92—31—1978《ZG1Cr11Ni2WMoV 熔模精铸整流叶片技术条件》。

2）化学成分 见表 13.8-1027。

表 13.8-1027 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	W	Mo	V
0.10～0.17	0.2～0.8	0.2～0.8	≤0.030	≤0.035	10.5～12.0	1.7～2.5	0.7～1.4	0.7～1.4	0.15～0.30

3）热处理制度 ①1 000～1 100℃淬火＋540～650℃回火。②580℃回火，空冷。

4）品种规格 铸件毛坯和重熔母合金锭或电极板、棒，其具体尺寸可根据使用要求而定。

5）供应状态 铸件毛坯以铸态或热处理状态供应。

6）熔炼与铸造工艺 电弧炉、中频感应炉熔炼、电渣炉重熔、真空感应炉熔炼或重熔。铸造工艺可采用砂型铸造和熔模精密铸造。

7）应用概况与特殊要求 已用于制造航空发动机精铸压气机整流叶片。

5.2.1 物理性能

该钢热导率见表 13.8-1028。线胀系数见表 13.8-1029。密度 $\rho=7.5$ g/cm³。

表 13.8-1028 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的热导率

θ/℃	300	500	700
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	25.0	26.3	27.8

表 13.8-1029 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的线胀系数

θ/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
α_l/10⁻⁶ K⁻¹	9.25	9.61	10.32	10.76	11.08	11.24

5.2.2 力学性能

1）技术标准规定的力学性能 见表 13.8-1030。

表 13.8-1030 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢技术标准规定的性能

热处理制度	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}/kJ·m⁻²	HBS
	MPa		%			
580℃回火	990	800	6	30	300	311 ~ 338

2）室温及各种温度下的力学性能 不同热处理制度的硬度值见表 13.8-1031。拉伸性能见表 13.8-1032。冲击性能见表 13.8-1033。

表 13.8-1031 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢不同热处理制度的硬度值

热处理制度	HBS
580℃，空冷	347
1 050℃，空冷 + 580℃，空冷	339
1 070℃，空冷 + 580℃，空冷	388

表 13.8-1032 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{P0.2}$	δ_5	ψ
		MPa		%	
580℃，空冷	20	1 170	915	11	44
	500	815	—	14	50
	550	760	—	16	56
1 050℃，空冷 + 580℃，空冷	20	1 170	985	14	48
1 070℃，空冷 + 580℃，空冷	20	1 385	1 170	14	57
	500	935	—	17	60
	550	805	—	17	63

表 13.8-1033 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的冲击韧度

热处理制度	a_{KU}/kJ·m⁻²
580℃，空冷	450
1 050℃，空冷 + 580℃，空冷	560
1 070℃，空冷 + 580℃，空冷	650

3）持久和蠕变性能 高温持久性能见表 13.8-1034。高温蠕变性能见表 13.8-1035。

表 13.8-1034 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的高温持久性能

热处理制度	θ/℃	σ/MPa	t/h
580℃回火	500	500	> 436
580℃回火	550	350	> 542

表 13.8-1035 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的高温蠕变性能

热处理制度	θ/℃	σ/MPa	蠕变时间 t/h	残余变形 δ/%
580℃，空冷	500	220	100	0.08
580℃，空冷	500	300	100	0.14

4）疲劳性能 高周疲劳性能见表 13.8-1036。冷热疲劳性能见表 13.8-1037。

表 13.8-1036 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的高周疲劳性能

热处理制度	θ/℃	循环基数	σ_{-1}	σ_{-1H}
			MPa	
1 050℃，空冷 + 580℃，空冷	20	10^7	550	310
1 050℃，空冷 + 580℃，空冷	500	10^7	380	260

表 13.8-1037 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的冷热疲劳性能

热处理制度	循环温度 θ/℃	循环时间/s		循环次数	裂纹长度 /mm	平均裂纹长度/mm
		加热	冷却			
580℃，空冷	20⇌550	55	5	1 240	0.45 ~ 0.58	0.52

5）弹性模量见表 13.8-1038。

表 13.8-1038 ZG1Cr11Ni2WMoV 钢的弹性模量

θ/℃	14	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
E/GPa	213	212	211	209	207	204	200	196	192	187	181	175

5.2.3 组织

该钢淬火状态组织为马氏体，经 540 ~ 650℃回火后为回火索氏体。

5.2.4 工艺性能

1）成形性能 该钢具有良好的流动性和充填性，采用热壳型可浇注边缘尺寸为 0.3 ~ 0.5 mm 的薄壁铸件。浇注温度为 1 640 ~ 1 680℃，模壳温度为 950 ~ 980℃。浇注温度过低、静压力不足时，铸件易产生冷隔。

2）焊接性能 焊接性能良好，一般采用氩弧焊或电弧焊，工艺稳定，焊接后焊点强度不低于基体强度。

3）零件热处理工艺 铸件一般采用 580℃，4 ~ 6 h，空冷。当冲击韧性要求较高时，可采用 1 050℃，1 h，空冷 + 580℃，4 ~ 6 h，空冷。

5.3 ZG1Cr18Ni9Ti

ZG1Cr18Ni9Ti 是一种奥氏体铸造不锈钢。相近牌号有 12X18H9TЛ（俄罗斯）。该钢具有高的韧性、塑性和良好的抗氧化、耐腐蚀性能和抗晶间腐蚀的能力。适用于制造汽轮机叶片、废气涡轮和在氧化性溶液中工作的各种铸件，例如燃气轮机以及泵、阀、排气管、喷管等铸件。

1）材料的技术标准 GB/T 2100—2002《一般用途耐蚀钢铸件》。

2）化学成分 见表 13.8-1039。

表 13.8-1039 ZG1Cr18Ni9Ti 钢化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	S	P
≤0.12	0.80 ~ 2.00	≤1.50	17.00 ~ 20.00	8.00 ~ 11.00	5 × (C% − 0.02) ~ 0.70	≤0.030	≤0.035

3）热处理制度 1 100℃固溶处理。

4）品种规格 铸件毛坯或重熔母合金锭坯。

5）供应状态 铸态或固溶处理。

6）熔炼与铸造工艺 采用电弧炉或碱性炉衬中频感应炉熔炼或电渣炉重熔，特种要求的铸件采用真空感应炉熔炼或重熔，铸造工艺采用熔模精密铸造或真空吸铸。

7）应用概况与特殊要求 已用于发动机的排气管、喷管等。由于合金成分的特点，铸造工艺性能较非合金钢差，铸件易产生缺陷，因此要注意工艺参数的选择和控制，并合理安排铸件的浇冒口。

5.3.1 物理及化学性能

1）热性能 熔化温度范围为 1 370 ~ 1 425℃。热导率见表 13.8-1040。比热容 c = 502 ~ 544 J/（kg·℃）。线胀系数见表 13.8-1041。

表 13.8-1040 ZG1Cr18Ni9Ti 钢热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	15.9	17.6	18.8	21.4	23.0	24.7	26.8

表 13.8-1041 ZG1Cr18Ni9Ti 钢线胀系数

θ/℃	25～100	25～200	25～300	25～400	25～500	25～600	25～650	25～700
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	14.8	16.0	16.9	17.1	17.6	18.0	18.3	18.4

2）密度 $\rho = 7.9\ g/cm^3$

3）电阻率 见表 13.8-1042。

表 13.8-1042 ZG1Cr18Ni9Ti 钢电阻率

θ/℃	20	200	400	600	700
$\rho/10^{-8}\ \Omega\cdot m$	75	87	97	109	114

5.3.2 力学性能

1）技术标准规定的力学性能 见表 13.8-1043。

表 13.8-1043 技术标准规定 ZG1Cr18Ni9Ti 钢的力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{r0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_{KU}/kJ·m^{-2}
	≥				
1 100℃	440	195	25	32	980

2）室温及各种温度下的力学性能 拉伸性能见表 13.8-1044。冲击性能见表 13.8-1045。

表 13.8-1044 ZG1Cr18Ni9Ti 钢的拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
1 100℃固溶+800℃稳定化处理	20	600～655	235	24～35	30
	350	330～370	195	11～13	25～29
	400	350～370	195	12～17	24～41
	450	350	165	23	42～46
	500	340	185	17	35～42
	550	305	165	23	51
	600	275	155	24	47
	650	275	175	17～21	33～39
	700	225～255	175	15～17	26～38
1 100℃固溶	20	490	270	27	36

表 13.8-1045 ZG1Cr18Ni9Ti 钢的冲击韧度

热处理制度	θ/℃	a_{KU}/kJ·m^{-2}	热处理制度	θ/℃	a_{KU}/kJ·m^{-2}
1 100℃固溶+800℃稳定化处理	20	785	1 100℃固溶+800℃稳定化处理	550	980
	350	588～980		600	883
	400	686～1 080		650	785～1 080
	450	785～980		700	880
	500	686～880	1 100℃固溶	20	1 180

3）高温持久性能 见表 13.8-1046。

表 13.8-1046 ZG1Cr18Ni9Ti 钢的高温持久性能

热处理制度	θ/℃	$\sigma_{1\times10^3}$/MPa	$\sigma_{1\times10^4}$/MPa	$\sigma_{1\times10^5}$/MPa
1 100℃固溶+800℃稳定化处理	550	—	196	157
	600	177	157	128

4）高温蠕变性能 经 1 100℃固溶+800℃稳定化处理后的蠕变强度极限 $\sigma^{600℃}_{1\times10^{-5}} = 118$ MPa。

5）弹性模量 见表 13.8-1047。

表 13.8-1047 ZG1Cr18Ni9Ti 钢的弹性模量

θ/℃	20	350	400	450	500	550	600	650
E/GPa	167	147	137	137	128	128	128	118

5.3.3 组织

在缓慢冷却或铸态组织由奥氏体、铁素体和碳化物组成。固溶处理后为奥氏体组织。

5.3.4 工艺性能

1）成形性能 由于钢在熔炼或重熔过程中易产生铬和钛的氧化膜，使钢的铸造性能变坏，宜采用高温快铸工艺。铸温可选用 1 550～1 580℃，铸型内钢液上升速度应两倍于普通珠光体钢，充填速度为碳钢的 1～1.5 倍。钢的收缩率一般为 2%～2.5%。

2）焊接性能 焊接性能良好，可采用氩弧焊、点焊和缝焊。

3）零件热处理工艺 1 080～1 100℃固溶，冷却介质可根据铸件大小、壁厚和形状复杂程度，采用水冷、油冷或气冷。当铸件碳含量 w_C 为 0.04%～0.06%时，其固溶温度应降低为 950～1 000℃。根据使用要求，铸件可在固溶处理后加一道 800℃稳定化处理。

5.4 ZG4Cr25Ni20Si2

此钢为奥氏体型耐热铸钢，具有很好的高温抗氧化性和高温强度。组织稳定性及焊接性能良好。使用最高温度为 1 150～1 200℃，在≤1 000℃条件下使用时具有很好的热强性。在 650～900℃条件下长期使用，由于析出碳化物及 σ 相，使韧性降低；因该钢硫含量高，其抗腐蚀性较低碳的 Cr25Ni20 钢差些。虽然该钢是广泛使用的耐热钢，但是它并不具有不锈钢的抗腐蚀性。该钢通常用于制造各种炉用部件，例如隔板、平具、滑道、炉辊、马弗罐、辐射管及石油化学工业的合成氨制氢转化炉，乙烯裂解炉的炉管等。

1）化学成分见表 13.8-1048。

表 13.8-1048 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
0.35～0.45	≤2.00	≤1.50	23.0～27.0	19.0～22.0	≤0.50	≤0.040	≤0.040

2）物理常数 该钢熔点为 1 400℃；密度为 7.75 g/cm^3；比热容为 502.42 J/(kg·K)；弹性模量 E 为 189 000 MPa；比电阻（20℃）ρ = 0.90（Ω·mm^2/m）；线胀系数见表 13.8-1049，热导率见表 13.8-1050。

表 13.8-1049 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的线胀系数

温度/℃	20～400	20～800	20～1 000	20～1 200
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	17	18	19	19.5

温度/℃	20～538	20～650	20～760	20～871	20～982	20～1 093	650～871	650～982
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	16.55	16.89	17.28	17.46	18.00	18.19	19.00	20.06

表 13.8-1050 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的热导率

温度/℃	20	100	540	820	1 040
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.65	16.67	22.08	24.28	25.41

5.4.1 力学性能

该钢室温力学性能见表 13.8-1051。高温力学性能见表 13.8-1052。持久强度见表 13.8-1053。蠕变强度见表 13.8-1054。时效稳定性如图 13.8-387 所示。

表 13.8-1051 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	HB	备注
1 150℃水或空冷	≥431	≥245	≥10		
1 150℃水冷	516	343	17	170	
1 150℃水冷，760℃×24 h空冷	583	343	10	190	

表 13.8-1052 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的高温力学性能

温度/℃	600	800	1 000
σ_b/MPa	421	274	105
$\sigma_{0.2}$/MPa	288	206	69
δ_5/%	24.0	20.0	34.0

表 13.8-1053 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的持久强度
（1 150℃水冷）

温度/℃		760	816	871	927	982	1 038	1 093	1 149	1 204
$\sigma_{b/10}$	MPa	151								
$\sigma_{b/100}$	MPa	117	93	67	47	33	23	17	10	5
$\sigma_{b/1\,000}$	MPa	90	64	44	30	21	14	10	6	3
$\sigma_{b/10\,000}$	MPa	63	43	29	19	13	9	6	3	2
$\sigma_{b/100\,000}$	MPa	43	29	19	13	9	6			

表 13.8-1054 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的蠕变强度

温度/℃	760	816	871	927	982	1 038	1 093	1 149	1 204
$\sigma_{1\times10^{-5}}$/MPa	63	49	38	28	207	15	10	5	2

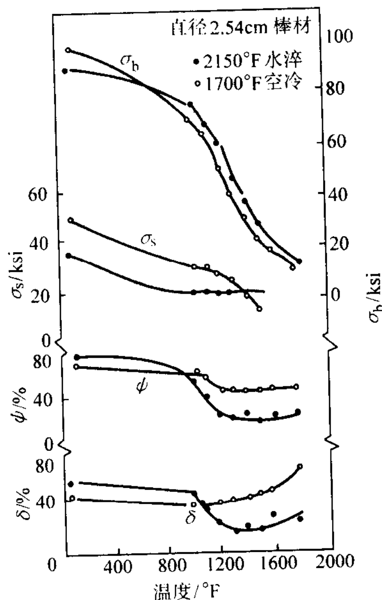


图 13.8-387 长期时效后的力学性能
1 ksi = 6.894 MPa

5.4.2 抗氧化性及耐蚀性

该钢在空气中的氧化速度见表 13.8-1055。在含硫烟气中的腐蚀速度见表 13.8-1056。

表 13.8-1055 ZG4Cr25Ni20Si2 钢在空气中的氧化速度

温度/℃	871	982	1 093
腐蚀速度/mm·a⁻¹	0.254	0.254	0.889

表 13.8-1056 ZG4Cr25Ni20Si2 钢在含硫烟气中的腐蚀速度

烟气性质	氧化性烟气		还原性烟气	
烟气中含 S/g·m⁻³	0.114	2.28	0.114	2.28
腐蚀速度/mm·a⁻¹	0.635	0.635	0.635	0.635

注：试验为 980℃×100 h。

5.4.3 生产工艺

1）冶炼和铸造 通常采用电弧炉或感应电炉冶炼。用感应冶炼时应注意原材料的选择和烘烤。铸造性能良好。离心铸造时线速度通常采用 6.5～9.0 m/s。

2）焊接 通常采用氩弧焊打底和盖面，中间用手工电焊条填充焊。采用与基体材料相同成分的焊丝或焊条。焊接性能良好。

3）切削加工 见表 13.8-1057。

表 13.8-1057 ZG4Cr25Ni20Si2 钢的切削加工

铸件硬度 HB	粗车		精车		钻孔
	圆周速度 /m·min⁻¹	进刀量 /cm·周⁻¹	圆周速度 /m·min⁻¹	进刀量 /cm·周⁻¹	转速 /m·min⁻¹
≤190	7.62～10.67	0.051～0.06	15.24～21.34	0.013～0.02	6.1～12.2

4）热处理 固溶处理温度为 1 150℃，空冷。

5.4.4 交货状态

该钢交货状态为铸态。

5.4.5 生产品种规格

该钢的生产品种规格有铸件、离心铸管和挤压管等。

5.4.6 主要生产单位

该钢主要生产单位有扬州冶金机械厂、四川化工机械厂和长城钢厂等。

5.5 ZG4Cr28Ni48W5Si2

该钢是高合金奥氏体型耐热铸钢。钢中含有很高的镍和5%W（质量分数），它在 1 000～1 200℃范围内具有特别高的高温强度、抗氧化和抗渗碳性能。在使用中不会出现 σ 相，且钢的线胀系数比 4Cr25Ni20Si2（HK40）钢小，耐热冲击性有所改善。它主要用于制造在 1 100～1 200℃（有时亦可用于1 250℃）工作的要求强度很高的炉用耐热构件，例如辐射管、炉底辊、转化管、喷嘴、马弗罩、风扇及其他各种炉内支承件。除了 Supertherm 钢（4Cr25Ni35Co15Si2）外，4Cr28Ni48W5Si2 钢是目前使用的耐热材料中性能最高的一个。但钢的室温塑性偏低，此钢很难生产变形材，主要生产普通铸件和离心铸管。

1）化学成分 见表 13.8-1058。

表 13.8-1058 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的化学成分
（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	S	P
0.40～0.50	≤1.5	≤2.0	26.5～29.5	47.0～50.0	4～6	≤0.040	≤0.030

2）物理常数 该钢密度为 8.3 g/cm³；比热容 c（20℃），为 502.42 J/(kg·K)；比电阻（15℃）ρ 为 1.18 Ω·mm²/m；线胀系数见表 13.8-1059；热导率见表 13.8-1060。

表 13.8-1059 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的线胀系数

温度/℃	20～400	20～800	20～1 000
α_l/10⁻⁶K⁻¹	16.0	17.0	18.0

表 13.8-1060 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的热导率

温度/℃	100	1 010
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	11.304	36.425

5.5.1 力学性能

该钢室温力学性能见表 13.8-1061。高温拉伸性能见表

13.8-1062。持久强度见表 13.8-1063。蠕变强度见表 13.8-1064。时效稳定性如图 13.8-388 和图 13.8-389 所示。

表 13.8-1061 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的室温力学性能

状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%
铸态	392 ~ 588	≥294	≥3

表 13.8-1062 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的高温拉伸性能

状态	温度/℃	σ_b/MPa	δ/%
铸态	室温	4 410	3.5
	760	3 230	23.5
	870	2 010	26.5
	980	1 230	32
	1 093	670	40

表 13.8-1063 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的持久强度

温度/℃	982	1 038	1 093	1 149	1 204
$\sigma_{b/1\,000}$/MPa	25	16	11	6	3

温度/℃	700	750	800	850	900	950	1000	1050	1100
$\sigma_{b/100\,000}$/MPa	58	46	35	25	17.5	12.0	8.0	5.0	3.0

表 13.8-1064 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的蠕变强度

温度/℃	982	1 038	1 093	1 149	1 204
$\sigma_{1/1\,000}$/MPa	16	10	7	4	2

温度/℃	700	750	800	850	900	950	1 000	1 050	1 100
$\sigma_{1/10\,000}$/MPa	69	54	43	31	22	15	10	7	4

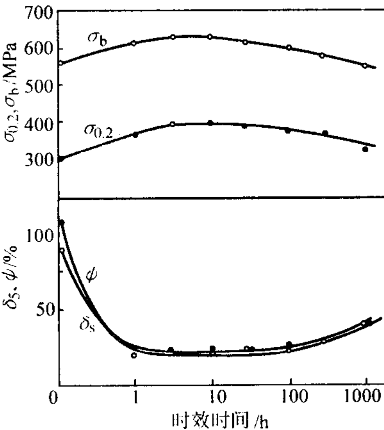


图 13.8-388 1 050℃不同时间时效后的力学性能

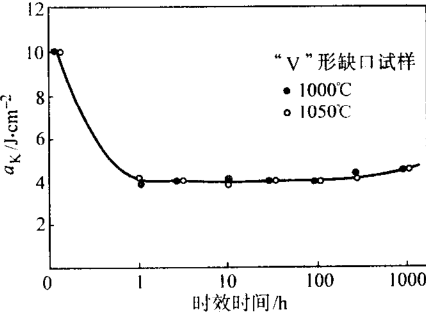


图 13.8-389 不同时间时效后的冲击韧度

5.5.2 抗氧化及抗渗碳性能

该钢抗氧化性能见表 13.8-1065。抗渗碳性能见表 13.8-1066。

表 13.8-1065 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的抗氧化性能

温度/℃	氧化增重速度/g·(m^2·h)$^{-1}$	年氧化率/mm·a^{-1}
1 000	0.20	0.21
1 100	0.72	0.75
1 200	1.08	1.13
1 250	1.32	1.44

表 13.8-1066 ZG4Cr28Ni48W5Si2 钢的抗渗碳性能

条件	渗碳层深度/mm	表面碳浓度/%
1 100℃固体渗碳，200 h	2.0	1.03

5.5.3 生产工艺

1）冶炼 一般采用电弧炉或中频感应炉冶炼。

2）切削加工 该钢切削加工性能较差，应选用优质刀具进行切削加工。

3）焊接 通常采用与母材相似成分的焊条进行焊接。焊前不需预热，但对于形状复杂的厚壁部件，应尽可能减少输入热量。

5.5.4 交货状态

该钢交货状态为铸态。

5.5.5 生产品种规格

该钢生产品种规格有普通铸件和离心铸管等。

5.5.6 主要生产厂

该钢主要生产厂有扬州冶金机械修造厂、上海重型机器厂、鞍钢机修总厂等。

6 气阀钢及合金

6.1 4Cr9Si2

4Cr9Si2 属于马氏体耐热钢。在 800℃以下有良好的抗氧化性；低于 650℃有较高的热强性。此钢主要用于制作内燃机的进气阀和工作温度低于 650℃的内燃机排气阀；也用于制造低于 800℃下使用的抗氧化构件，例如料盘、炉管吊挂等。退火或调质处理后的切削性能良好。

1）化学成分 见表 13.8-1067（GB/T 1221—1992）。

表 13.8-1067 4Cr9Si2 钢化学成分

（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
0.35 ~ 0.50	2.0 ~ 3.0	≤0.70	8.00 ~ 10.00	≤0.60	≤0.030	≤0.035

2）物理常数 见表 13.8-1068 ~ 表 13.8-1072。

表 13.8-1068 4Cr9Si2 钢临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
865	935	830	805	190

表 13.8-1069 4Cr9Si2 钢比热容

温度/℃	20	300	600	800	900
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	473.11 456.36	489.86	912.72 661.51	858.29	983.90 854.11

表 13.8-1070 4Cr9Si2 钢线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700	20 ~ 800	20 ~ 900
α_l/10^{-6} K^{-1}	11.5	11.5	12.3	14.0	14.4	14.5	14.4	16.1	9.6

表 13.8-1071　4Cr9Si2 钢热导率

温度/℃	100	300	600	800
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	16.75	20.10	22.19	22.19

表 13.8-1072　比电阻

温度/℃	100	200	500	600	800
$\rho/\Omega\cdot mm^2\cdot m^{-1}$	0.88 0.88	0.92 0.92	 1.00	1.05	1.18

3）力学性能　见表 13.8-1073～表 13.8-1077 和图 13.8-390。等温转变曲线如图 13.8-391 所示。

表 13.8-1073　4Cr9Si2 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K	HRC	备注
	MPa		%		/J·cm^{-2}		
1 020～1 040℃油冷，	≥900	≥600	≥17	≥50			
700～780℃回火油冷	967	709	23.8	57.0	55	29.0～30.0	
1 040℃30 分油冷，	959	708	24.0	57.4	58		
750℃2 h 回火油冷	783	524	29.4	63.1	75	21.2～21.4	
950℃2 h 炉冷	780	533			675		

表 13.8-1074　4Cr9Si2 钢高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K/J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 040℃×30 min 油冷 750℃×2 h 油冷	200	908～923		21.0～21.8	60.7～61.6	
	400	800～853		21.6～24.2	64.0～66.4	
	500	538～550	44.5～45.7	38.8～45.0	82.5～85.5	212
	550	420～425	34.3～34.5	46.8～49.4	90.0～90.3	
	600	319～321	23.5～24.3	54.4～60.4	94.2～94.7	242～255
	650	234～241	14.8～16.1	41.2～73.8	95.2～96.4	
	700	151～152	8.8～8.9	80.4～81.8	97.8	278
	750	85～100		101.0～147.0		
	800	65～68		111.2		
	900	35～37		104.0～124.8		
	1 000	53～64		25.4～42.6	36.0～42.8	

表 13.8-1075　4Cr9Si2 钢蠕变性能

热处理制度	温度/℃	变形量/%	应力/MPa	持续时间/h
1 040℃×30 min 油淬 750℃×2 h 油冷	600	1	35	165
				114
	600	1	525	14
				13
	650	1	35	19
				12

表 13.8-1076　4Cr9Si2 钢不同温度下的蠕变强度

温度/℃		475	500	550	600
$\sigma_{1\times10^{-3}}$	/MPa	130	110	58	27
$\sigma_{1\times10^{-4}}$	/MPa	116	95	50	20

表 13.8-1077　4Cr9Si2 钢弯曲疲劳极限

热处理制度	温度/℃	σ_{-1}/MPa	循环次数
1 040℃×30 min 油淬，750℃×2 h 油冷	600	290	$>10^7$

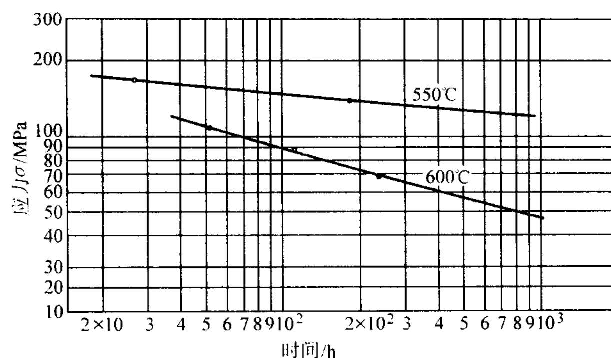


图 13.8-390　4Cr9Si2 钢高温持久性能（曲线上数字为试验温度）

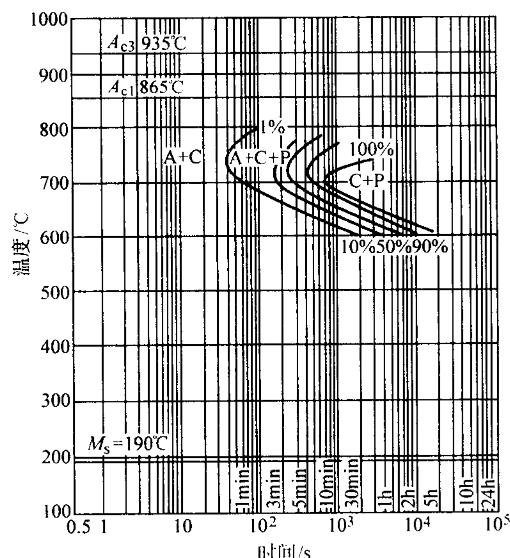


图 13.8-391　4Cr9Si2 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）/% C0.41，Si2.55，Mn0.30，Cr9.05，Ni＜0.20，P0.022，S0.006；原始状态 退火；奥氏体化 1 060℃×20 min

4）抗氧化性　在空气中最高抗氧化温度为 800℃。

6.1.1　生产工艺

1）铸造　铸造工艺性能良好。

2）热加工　加热温度为 1 150℃，开始温度为 1 120℃，终止温度 850～950℃。锻、轧后缓冷。

3）焊接　可焊性较差。小截面的零件经过较高温度预热后可以进行焊接。焊后需进行调质处理或退火。

4）热处理　淬火温度为 1 020～1 040℃油冷；回火温度为 700～780℃快冷；退火温度为 920～940℃炉冷至 750℃水冷。

6.1.2　交货状态

该钢为退火状态交货。

6.1.3　生产品种规格

热轧材　φ8～55 mm，φ60～120 mm；方 8～50 mm，方 55～120 mm。

锻材　φ55～145 mm，φ150～200 mm，方 φ55～180 mm。

冷拉材　φ8～35 mm，φ36～50 mm；方 8～50 mm；Sφ8～50 mm。

钢丝　φ0.1～0.8 mm。

热轧板　(4.5～8.0) mm×(750～1 000) mm×(1 000～2 000) mm；(1.0～4.0) mm×(700～1 000) mm×(1 000～2 000) mm。

6.1.4　主要生产厂

该钢主要生产厂有重庆特殊钢厂、大连钢厂、大冶钢厂、上钢五厂、齐齐哈尔钢厂等。

6.2　4Cr10Si2Mo（ЭИ107）

4Cr10Si2Mo 钢属于马氏体耐热钢，与 4Cr9Si2 钢相比，由于铬含量稍高并加入了质量分数为 0.70%～0.90% 钼，从而使其抗氧化性和热强性有所提高，并使回火脆性的敏感性减弱。这种钢可制造内燃机进气阀和 700℃以下工作的排气阀；也可以制造 850℃以下工作的炉用构件。

1）化学成分　见表 13.8-1078（GB/T 1221—1992）。

表 13.8-1078　4Cr10Si2Mo 钢的化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
0.35～0.45	1.90～2.60	≤0.70	9.00～10.50	≤0.60	0.70～0.90	≤0.030	≤0.035

2）物理常数　见表 13.8-1079～表 13.8-1081。

表 13.8-1079　4Cr10Si2Mo 钢的临界点（近似值）

℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s
850	950	700	845	280

表 13.8-1080　4Cr10Si2Mo 钢的线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	20～800
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	10.4	11.0	11.4	11.9	12.1	12.4	12.6	13.0

表 13.8-1081　4Cr10Si2Mo 钢的热导率

温度/℃	20	300	600	700
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	19.68	21.77	25.12	25.54

3）力学性能　见表 13.8-1082～表 13.8-1086 和图 13.8-392。

表 13.8-1082　4Cr10Si2Mo 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K	HRC	备注
	MPa		%		/J·cm⁻²		
1 010～1 040℃油淬，720～760℃回火空冷	≥900	≥700	≥10	≥35			
1 040℃×30 min 油淬，750℃回火 2 h 空冷	1 002	—	21.6	50.1	32.5	30～32	
	1 013	772	20.0	48.5	36.2		
900℃退火 2 h 炉冷	845	602	25.3	52.1	45	21～22	
	845	592	25.8	51.5	37.5		

表 13.8-1083　4Cr10Si2Mo 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K/J·cm⁻²
		MPa		%		
1 040℃×30 min 油淬，750℃回火 2 h 空冷	300	911		17.2	53.3	
		873		19.2	51.0	
	500	595	456	33.2	72.5	147
		586	459	33.0	72.5	139
	550	515	433	41.6	84.0	
		480	400	41.4	81.5	
	600	384	320	48.8	91.0	156
		398	316	49.2	91.0	163
	650	289	205	57.8	95.6	
		291	202	53.6	94.3	
	700	204	123	57.8	96.1	212
		196	125	57.8	95.8	
	750	129	72	64.0	98.2	
		128	74	72.0	98.2	
	900	51		179.2		
		60		139.2		
	1 100	29		93.6		
		34		83.6		

表 13.8-1084　4Cr10Si2Mo 钢的蠕变性能

热处理制度	温度/℃	变形量/%	σ/MPa	持续时间/h
1 040℃×30 min 油淬，750℃回火 2 h 空冷	600	1	52.5	1 358
				1 550
	650	1	35	383

表 13.8-1085　4Cr10Si2Mo 钢的蠕变强度

温度/℃		500	550	600
$\sigma_{1/1\,000}$	/MPa		110	
$\sigma_{0.5/1\,000}$		250	100	
$\sigma_{0.2/1\,000}$		180	70	
$\sigma_{1/1\,000}$		200	100	50
$\sigma_{0.5/1\,000}$		180	75.0	
$\sigma_{0.2/1\,000}$		140	50	
$\sigma_{1/10\,000}$		130	40	30

表 13.8-1086　4Cr10Si2Mo 钢的弯曲疲劳极限

热处理制度	温度/℃	σ_{-1}/MPa	循环次数 N
1 040℃×30 min 油淬，750℃回火 2 h 空冷	600	330	$>10^7$

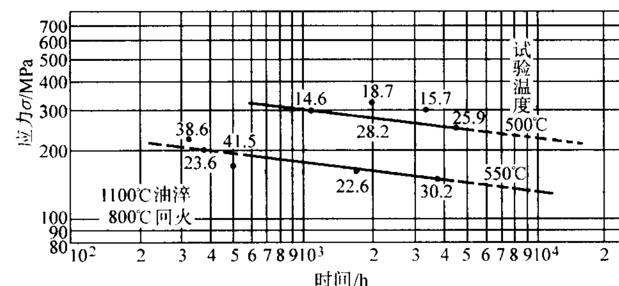


图 13.8-392　4Cr10Si2Mo 钢高温持久性能（图标数字为伸长率）

4）抗氧化性能　在空气中的最高抗氧化温度为 850℃。

6.2.1　生产工艺

1）热加工制度　见表 13.8-1087。

表 13.8-1087　4Cr10Si2Mo 钢的热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180	1 130～1 150	>850	缓冷

2）切削加工　退火后和调质处理后都有良好的切削性能。

3）焊接　可焊性较差。小截面的零件在预热到较高温度后可以进行焊接。焊后应进行退火或调质处理。

4）热处理　1 010～1 040℃淬火油冷，720～760℃回火空冷，900℃退火炉冷至 700℃水冷。

6.2.2　交货状态

该钢以退火状态交货。

6.2.3　生产品种规格

该钢生产品种规格有热轧材、锻材、冷拉材，热轧板、钢丝（参考 4Cr9Si2 钢）。

6.2.4　主要生产厂

该钢主要生产厂有重庆特殊钢厂、上海五厂、大冶钢厂等。

6.3　8Cr20Si2Ni（XB）

该钢属于高碳、高铬、高硅马氏体阀门钢。它具有较好

的高温强度和耐内燃机燃烧产物腐蚀性能。用于制造柴油机的进气阀和排气阀，也用于制造阀座等。

1）化学成分　见表 13.8-1088（GB/T 1221—1992）。

表 13.8-1088　8Cr20Si2Ni 钢的化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
0.75～0.85	1.75～2.25	0.20～0.60	19.0～20.5	1.15～1.65	≤0.030	≤0.030

2）物理常数　该钢临界点见表 13.8-1089；熔点为 1 427～1 454℃；密度为 7.86 g/cm^3；弹性模量（20℃）E 为204 000 MPa；线胀系数见表 13.8-1090；热导率见表 13.8-1091。

表 13.8-1089　8Cr20Si2Ni 钢的临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
830 845	915 925	295 310

表 13.8-1090　8Cr20Si2Ni 钢的线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700
α_l/10^{-6} K^{-1}	9.6	10.6	11.0	11.3	11.5	11.6	11.2

表 13.8-1091　8Cr20Si2Ni 钢的热导率

温度/℃	100	700
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	20.10	27.21

3）力学性能　该钢室温力学性能见表 13.8-1092；高温力学性能见表 13.8-1093 和图 13.8-393。

表 13.8-1092　8Cr20Si2Ni 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K	HRC
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
1 050℃×30 min 油冷，750℃×1 h 空冷	965 950	795 790	18.0 17.5	29.5 28.5	12 14 25	
1 050℃×30 min 油冷，750℃×6 h 空冷	927 936	738 732	18.0 18.4	37.6 38.5	18.8 17.5	26～27.5

表 13.8-1093　8Cr20Si2Ni 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
		MPa		%		
1 050℃×30 min 油冷，750℃×1 h 空冷	600	441		35.2	75.6	
		437		43.6	72.8	
	650	271		30.8	80.6	
		271		38.4	81.3	
	700	187		39.2	84.0	
		178		46.0	83.8	
1 050℃×30 min 油冷，750℃×6 h 空冷	600	279	237	69.2	80.4	93
		263	240	46.1	79.3	108
	650	160		84.7	>100	
		165		81.7	>100	
	700	115		67.2		135
		116		82.2		148

4）耐蚀性能　该钢低于 750℃具有良好的抗氧化性和抗氧化铅腐蚀性能。

6.3.1　生产工艺

1）热加工　开始温度为 1 150～1 180℃，终止温度为

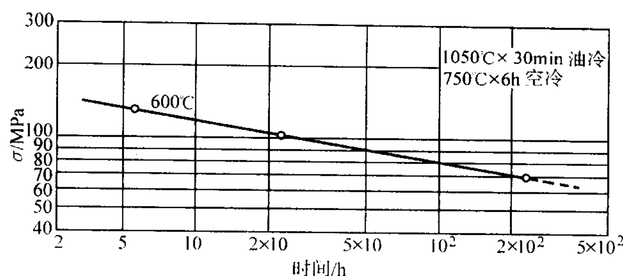


图 13.8-393　8Cr20Si2Ni 钢持久强度（曲线上的数字为试验温度）

1 000℃，砂冷。

2）热处理　850～900℃完全退火，缓冷。760～790℃消除应力退火，4～8 h 空冷。1 010～1 066℃淬火，油冷。700～750℃回火，空冷。

3）切削加工　完全退火状态下易切削，经调质处理后切削性能也较好。

6.3.2　交货状态

该钢钢材一般以退火状态交货。

6.3.3　生产品种规格

该钢生产品种规格主要有热轧及热轧后经表面磨光的棒材以及冷拔材。

6.3.4　主要生产厂

该钢主要生产厂有重庆特殊钢厂、上钢五厂、长城钢厂等。

6.4　5Cr21Mn9Ni4N（21-4N）

5Cr21Mn9Ni4N 是 Cr-Mn-N 系奥氏体耐热钢。该钢的高温强度、高温硬度和抗 PbO 腐蚀性能良好，价格比较便宜。目前各国广泛用于制造内燃机排气阀及进气阀。

1）化学成分　见表 13.8-1094（GB/T 1221—1992）。

表 13.8-1094　5Cr21Mn9Ni4N 钢的化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	N	C+N	S	P
0.48～0.58	≤0.35	8.0～10.0	20.0～22.0	3.50～4.50	0.35～0.50	≥0.90	≤0.030	≤0.040

2）物理常数　该钢密度为 7.73 g/cm^3；比热容（20℃）为 502.42 J/（kg·K）；弹性模量见表 13.8-1095；线胀系数见表 13.8-1096；热导率见表 13.8-1097；比电阻（20℃）为 0.079Ω·mm^2/m。

表 13.8-1095　5Cr21Mn9Ni4N 钢的弹性模量

温度/℃	20	600	700	800
E/MPa	212 900	149 900	144 900	110 100

表 13.8-1096　5Cr21Mn9Ni4N 钢的线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	20～800
α_l/10^{-6} K^{-1}	12.2	14.5	15.7	16.5	17.1	17.6	18.1	18.6

表 13.8-1097　热导率

温度/℃	20	800
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.24	24.70

3）力学性能　该钢室温力学性能见表 13.8-1098；高温力学性能见表 13.8-1099；蠕变性能见表 13.8-1100 和图 13.8-394；疲劳极限见表 13.8-1101。

表 13.8-1098　5Cr21Mn9Ni4N 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	HB	备注
	MPa		%			
1 150～1 190℃水冷，740～780℃回火空冷	≥90	≥70	≥8	≥10		
1 150℃×30 min 水冷，760℃回火 3 h 空冷	1 050～1 250	715～910	16.5～24.0	15.0～22.0	295～329	

表 13.8-1099　5Cr21Mn9Ni4N 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 170℃×40 min 水冷，750℃×5 h 空冷	500	750	361	30.2	36.0	59
		744	331	33.4	37.5	65
	600	654	293	28.3	48.2	61
		667	318	22.8	48.5	57
	700	500	272	24.8	30.5	57
		506	275	21.6	42.2	71
	800	341	247	19.8	44.5	105
		347	234	22.0	43.5	97

表 13.8-1100　5Cr21Mn9Ni4N 钢的蠕变性能

热处理制度	温度/℃	变形量/%	应力/MPa	持续时间/h
1 170℃×40 min 水冷，750℃×5 h 空冷	730	1	105	206 202

4）抗氧化性能　见表 13.8-1102。

5）耐蚀性能　见表 13.8-1103。

6.4.1　生产工艺

1）冶炼　电弧炉冶炼或再经电渣重熔。

2）热加工　见表 13.8-1104。

3）切削加工　切削性能较差。可选用 YWZ 硬质合金刀具进行切削。时效处理钢的可切削性优于固溶状态的钢。

4）焊接　可用氧-乙炔焊或等离子焊等方法对排气阀阀面进行堆焊（硬质合金）。堆焊前应预热、焊后应进行消除应力退火。

5）热处理　消除应力退火温度为 750～850℃，保温 1～2 h，空冷。

固溶处理温度为 1 150～1 180℃，保温 0.5～1 h，水冷。

时效温度为 730～780℃，保温 5～16 h，空冷。

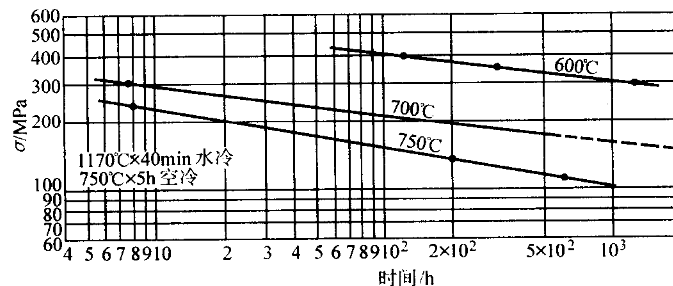


图 13.8-394　5Cr21Mn9Ni4N 钢高温持久强度（曲线上数字为试验温度）

表 13.8-1101　5Cr21Mn9Ni4N 钢的疲劳极限

热处理制度	温度/℃	σ_{-1}/MPa	循环次数 N
1 170℃×40 min 水冷，750℃×5 h 空冷	750	240	>10^7

表 13.8-1102　5Cr21Mn9Ni4N 钢的抗氧化性能

温度/℃	800	850	900
氧化增重速度/g·m^{-2}·h^{-1}	0.010 1 0.016 1 0.005 1	0.007 3 0.021 5	0.020 2

表 13.8-1103　5Cr21Mn9Ni4N 钢的耐蚀性能

介质条件	腐蚀减重速度/g·dm^{-2}·h^{-1}
PbO，800℃×2 h	3.7
PbO，915℃×0.5 h	22.0

表 13.8-1104　5Cr21Mn9Ni4N 钢的热加工

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 150～1 180	1 130～1 150	900	空冷

6.4.2　交货状态

该钢通常以轧制或退火状态交货，也可以热处理状态交货。

6.4.3　生产品种规格

该钢生产品种规格有热轧材、热轧后磨光的圆钢及冷拉材。

6.4.4　主要生产厂

该钢主要生产厂有重庆特殊钢厂、上钢五厂、大冶钢厂、长城钢厂等。

6.5　4Cr14Ni14W2Mo（ЭИ69）

该钢属于奥氏体型耐热钢。它在 700℃以下具有良好的热强性能，在 800℃以下具有良好的抗氧化性，广泛用于制造 700℃以下工作的柴油发动机进、排气阀以及航空发动机的排气阀和紧固件。用作进、排汽阀时，阀面需堆焊钴基合金。

1）化学成分　见表 13.8-1105（GB/T 1221—1992）。

表 13.8-1105　4Cr14Ni14W2Mo 钢的化学成分

（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	S	P
0.40～0.50	≤0.80	≤0.70	13.00～15.00	13.00～15.00	2.00～2.75	0.25～0.40	≤0.030	≤0.035

2）物理常数　密度为 8.0 g/cm^3；比热容见表 13.8-1106；弹性模量见表 13.8-1107；线胀系数见表 13.8-1108；热导率见表 13.8-1109。

表 13.8-1106　4Cr14Ni14W2Mo 钢的比热容

温度/℃	20～300	20～400	20～500	20～600
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	506.60	510.79	523.35	527.54

表 13.8-1107 4Cr14Ni14W2Mo 钢的弹性模量

温度/℃	20	300	400	500	600	700	800
E/GPa	181	147	144	141	127	91	47.5

表 13.8-1108 4Cr14Ni14W2Mo 钢的线胀系数

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700
$\alpha_l/10^{-6}\ K^{-1}$	16.6	17.2	17.7	17.9	18.0	18.6	18.9

表 13.8-1109 4Cr14Ni14W2Mo 钢的热导率

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ	15.91	17.58	19.26	20.52	22.19	23.86	25.54	27.63	30.14

3）力学性能 室温力学性能见表 13.8-1110 和图 13.8-395；高温力学性能见表 13.8-1111 和图 13.8-396 ~ 图 13.8-398；持久强度见表 13.8-1112 和图 13.8-399；蠕变强度见表 13.8-1113 和图 13.8-400 ~ 图 13.8-403；弯曲疲劳极限见表 13.8-1114。

表 13.8-1110 4Cr14Ni14W2Mo 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K	HB	备注
	MPa		%		/J·cm^{-2}		
820 ~ 850℃空冷	≥720	≥320	≥20	≥35	≥50		
820℃退火	720	400	20	35	50		
1 170 ~ 1 200℃水冷	≥700		≥35		≥100	150 ~ 210	
1 170℃ × 45 min 水冷	910	450	32	43.0	86		
760℃ × 5 h 空冷	840	430	22	27.5	85	255 ~ 266	

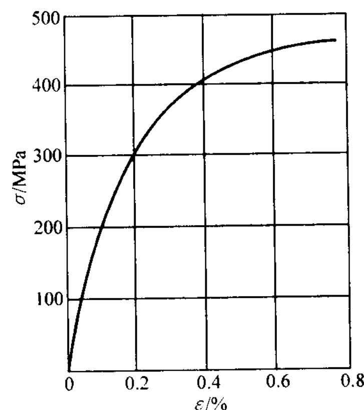


图 13.8-395 4Cr14Ni14W2Mo 钢室温拉伸应力 - 应变曲线

热处理状态 1 170℃，水冷 + 760℃，5 h，空冷

表 11.8-1111 4Cr14Ni14W2Mo 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
820 ~ 850℃退火	300	720	390	18	30	
	400	710	360	18	40	
	500	650	340	17	42	
	600	580	330	18	48	
	700	370	210	33	61	
	800	230	110	38	65	

续表 11.8-111

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
1 170℃ × 45 min 水冷，760℃ × 5 h 空冷	500	636		20.5	48.4	81
		646		21.6	45.5	80
	600	568		19.6	50.1	88
		609		17.2	51.8	85
	700	332		22.4	56.8	100
		328		23.5	65.5	110
	800	241		32.0	61.7	110
		237		47.6	65.2	114

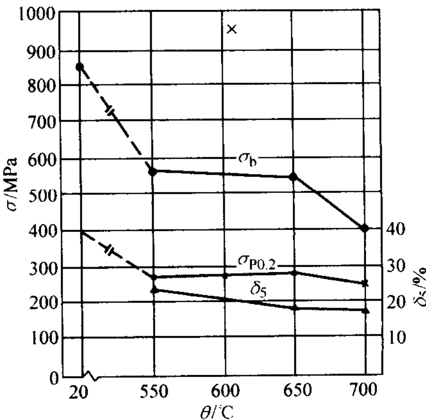


图 13.8-396 4Cr14Ni14W2Mo 钢 550℃，1 000 h 时效对不同温度拉伸性能的影响

热处理状态 1 180℃，水冷 + 750℃，5 h，空冷

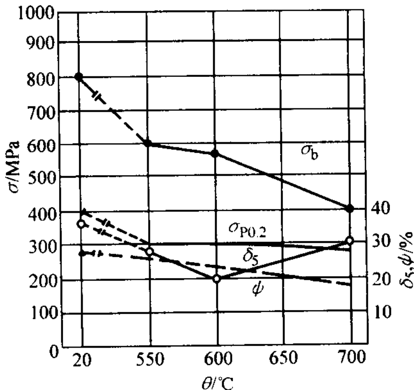


图 13.8-397 4Cr14Ni14W2Mo 钢 600℃，1 000 h 时效对不同温度拉伸性能的影响

热处理状态 1 180℃，水冷 + 750℃，5 h，空冷

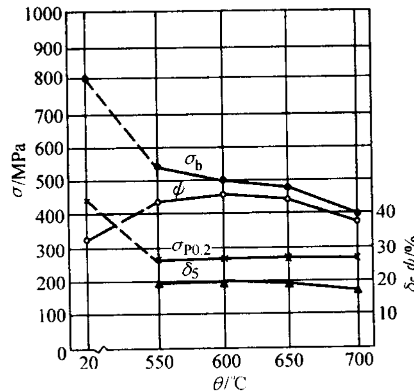


图 13.8-398 4Cr14Ni14W2Mo 钢 700℃，1 000 h 时效对不同温度拉伸性能的影响

热处理状态 1 180℃，水冷 + 750℃，5 h，空冷

表 13.8-1112 4Cr14Ni14W2Mo 钢的持久强度

热处理制度		温度/℃	600	700	800
820℃退火 2 h	$\sigma_{b/50}$	MPa	353		82
	$\sigma_{b/100}$		325	177	66
	$\sigma_{b/200}$		290	127	48
	$\sigma_{b/500}$		250	116	38

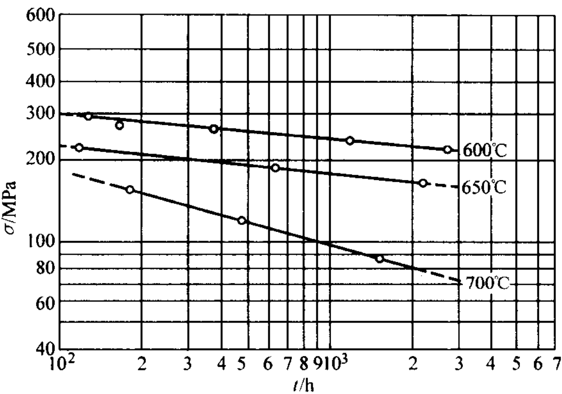


图 13.8-399 4Cr14Ni14W2Mo 钢不同温度下的持久性能曲线
热处理状态 1 170℃，水冷 + 760℃，空冷

表 13.8-1113 4Cr14Ni14W2Mo 钢的蠕变强度

热处理制度	温度/℃		500	600	650	700	800
820℃退火 2 h	$\sigma_{0.2/100}$	MPa	180	116		34	18
1 180℃水冷	$\sigma_{0.2/100}$		200	180		115	60
1 175℃水冷，750℃时效	$\sigma_{0.5/1\,000}$			200	110	37	
	$\sigma_{0.2/1\,000}$			140	90		
	$\sigma_{1/10\,000}$			180	80		
	$\sigma_{0.5/10\,000}$			140	65		
	$\sigma_{0.2/10\,000}$			100	50		
	$\sigma_{1/100\,000}$			80	40	16	
	$\sigma_{0.5/100\,000}$			60	30		

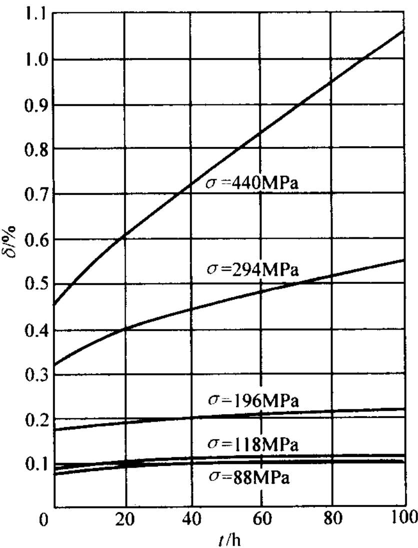


图 13.8-400 4Cr14Ni14W2Mo 钢 500℃蠕变曲线
热处理状态 820℃，空冷

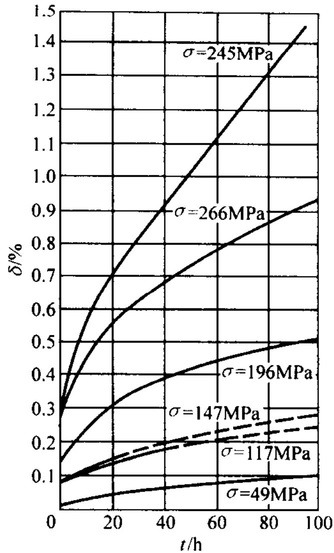


图 13.8-401 4Cr14Ni14W2Mo 钢 600℃蠕变曲线
热处理状态 820℃，空冷

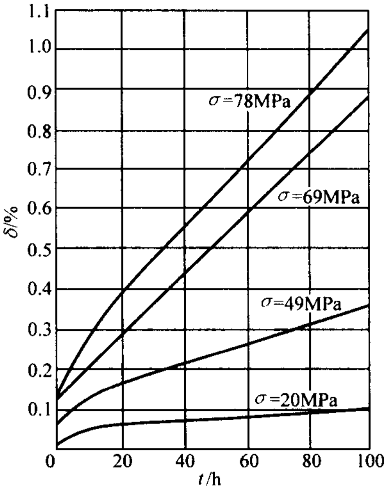


图 13.8-402 4Cr14Ni14W2Mo 钢 700℃蠕变曲线
热处理状态 820℃，空冷

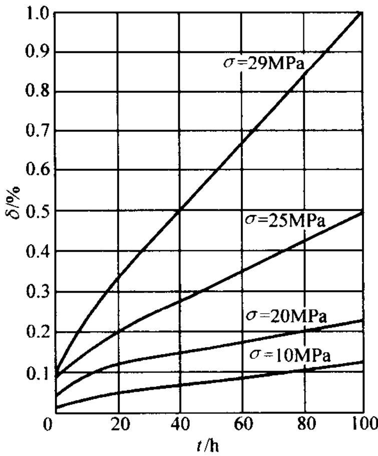


图 13.8-403 4Cr14Ni14W2Mo 钢 800℃蠕变曲线
热处理状态 820℃，空冷

表 13.8-1114 4Cr14Ni14W2Mo 钢的弯曲疲劳极限

热处理制度	温度/℃	σ_{-1}/MPa	循环次数 N
1 170℃×45 min 水冷，760℃×5 h空冷	650	240	>10^7

4）抗氧化性能见表13.8-1115。

表13.8-1115　4Cr14Ni14W2Mo钢的抗氧化性能

温度/℃	800	850	950
氧化速度/g·m^{-2}·h^{-1}	0.216 5	1.053 5	2.292 8
	0.339 4		
	0.368 8	0.701 9	2.195 7

6.5.1　生产工艺

1）热加工　钢锭加热温度为1 160～1 180℃，开始温度为1 110～1 130℃，终止温度为850℃，堆冷。

2）焊接　该钢制造的排气阀、进气阀可采用等离子焊、氩弧焊等方法进行焊接。焊接时可用钴基1号或上海焊条厂69A等合金。堆焊前在300℃左右预热。

3）热处理　退火温度为820～880℃，空冷（奥氏体组织）；固溶处理温度为1 150～1 180℃或1 050～1 150℃，水冷（奥氏体组织）；时效温度为750℃，空冷（奥氏体和碳化物）。

4）切削加工　选用硬质合金刀具能较顺利地进行切削加工。

6.5.2　交货状态

该钢钢材一般以轧制状态或消除应力状态供应。

6.5.3　生产品种规格

1）热轧材　ϕ8～12 mm；方8～12 mm。

2）锻材　ϕ55～150 mm；方155～200 mm，方55～180 mm。

3）冷拉材　ϕ8～50 mm；方8～50 mm；Sϕ8～50 mm。

6.5.4　主要生产厂

该钢主要生产厂有大连钢厂、抚顺钢厂、大冶钢厂、重庆特殊钢厂、齐齐哈尔钢厂、上钢五厂等。

6.6　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN（LF）

该钢属于Cr-Mn-Ni-N系奥氏体热强钢。为了提高热强性能，向钢中加入了W、Mo、Nb、B等元素。此钢长期时效后，组织很稳定，并有优良的高温强度和抗氧化、抗燃烧产物腐蚀的性能，比4Cr14Ni14W2Mo钢具有更好的综合性能。此钢适用于制造大马力柴油机的排气阀。

1）化学成分　见表13.8-1116。

表13.8-1116　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的化学成分
（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	W
0.28～0.36	0.60～1.10	7.0～10.0	19.0～21.0	9.0～11.0	1.20～1.80

Mo	Nb	B	N	S	P
1.20～1.80	0.30～0.50	0.005～0.010	0.20～0.30	≤0.030	≤0.030

2）物理常数

该钢密度为7.84 g/cm^3；弹性模量见表13.8-1117；泊松比见表13.8-1118；线胀系数见表13.8-1119；热导率见表13.8-1120。

表13.8-1117　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的弹性模量

温度/℃	室温	400	500	600	700
E/GPa	203	175	166	157	149
G/GPa	80	68	64	60	58

表13.8-1118　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的泊松比

温度/℃	室温	400	500	600	700
μ	0.27	0.29	0.29	0.30	0.27

表13.8-1119　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	20～800
α_l/10^{-6} K^{-1}	16.5	16.69	17.34	17.82	18.14	18.56		18.92

表13.8-1120　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的热导率

温度/℃	室温	400	500	600	700
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	10.89	14.24	15.49	16.75	17.58

3）力学性能　该钢室温力学性能见表13.8-1121；高温力学性能见表13.8-1122；蠕变性能见表13.8-1123；持久性能如图13.8-404所示；疲劳极限见表13.8-1124。

表13.8-1121　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC
	MPa		%			
1 150℃×1 h水冷 750℃×8 h空冷	905	495	32.5	35.0	39	27～
	900	495	31.5	33.0	35	28.5

表13.8-1122　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HV
		MPa		%			
1 150℃×1 h水冷，750℃×8 h空冷	500	677		32.6	42.7		166
		672		35.4	42.2	68～73	163
		662		31.4	42.0		162
	600	611		32.1	42.0	64	153
		616		34.0	42.2	70	156
						74	154
	650	583	294	26.3	42.5	74	
						75	
						71	
	700	469		39.6	42.2	88	142
		486		33.2	45.2	93	139
						93	138
	750	383	256	18.4	38.8	95～105	
		415	262	26.0	43.8	99～108	
	800	331		41.6	48.2		
		351		43.0	39.2		
	900	206		52.9	53.8		
	1 100	49		68.1	—		
		47		76.2	78.8		

表13.8-1123　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢的蠕变性能

热处理制度	温度/℃	变形量/%	应力/MPa	持续时间/h
1 170℃×40 min水冷，750℃×5 h空冷	730	1	105	602.5

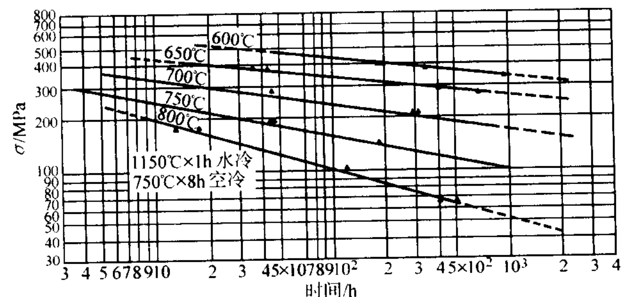


图13.8-404　3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN钢持久性能
（曲线上数字为试验温度）

表 13.8-1124 3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN 钢的疲劳极限

热处理制度	温度/℃	循环应力 σ_{-1}/MPa	循环次数 N
1 170℃×1 h 水冷，750℃×8 h 空冷	750	250	$>10^7$

4）时效稳定性见表 13.8-1125。

表 13.8-1125 时效稳定性

热处理制度	时效时间/h	温度/℃	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	a_K/J·cm^{-2}
1 170℃×40 min 水冷，750℃×5 h 空冷	500	室温	895	495	21.0	20.5	16~18
			905	510	23.4	21.0	
	500	700	473		30.0	39.4	
			485		28.4	42.5	
	1 000	室温	905	480	27.0	24.5	15~19
			900		23.5	18.0	
	1 000	700	485		34.4	48.2	55~65
			478		31.6	50.6	

5）抗氧化性能见表 13.8-1126。

表 13.8-1126 3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN 钢的抗氧化性能

温度/℃	800	850	950
增重速度/g·m^{-2}·h^{-1}	0.00 0.035 2 0.00	0.025 0 0.007 4	0.037 6 0.040 3

6.6.1 生产工艺

1）冶炼 该钢采用电弧炉冶炼或再经电渣重熔。

2）热加工 见表 13.8-1127。

表 13.8-1127 3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN 钢的热加工制度

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 150~1 180	1 130~1 150	880~900	空冷

3）切削加工 该钢切削性能较差。时效处理后较固溶状态切削性能好。

4）焊接 可在阀面上堆焊钴基 1 号合金。堆焊性能比 4Cr14Ni14W2Mo 钢优越。堆焊时渣膜少、电流强度低，母材晶粒较细。

6.6.2 交货状态

该钢热加工钢材通常以热加工状态交货；冷拉材以退火状态交货。

6.6.3 生产品种规格

该钢生产品种规格有锻、轧材（可以磨光）及冷拉材。

6.6.4 主要生产厂

该钢主要生产厂有本钢一钢厂、重庆特殊钢厂等。

6.7 2Cr21Ni12N（21-12N）

该钢是含氮的铬镍奥氏体热强钢，具有良好的高温强度和高温抗氧化、抗热腐蚀性能。该钢主要用于制造低于 800℃工作的大型柴油机排气阀。

1）化学成分 见表 13.8-1128（GB/T 1221—1992）。

表 13.8-1128 2Cr21Ni12N 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	N	S	P
0.15~0.25	0.75~1.25	1.00~1.60	20.0~22.0	10.50~12.50	0.15~0.30	≤0.030	≤0.035

2）物理常数 该钢熔点为 1 371~1 399℃；密度为 7.97 g/cm^3；弹性模量（25℃）E 为 204 GPa；线胀系数见表 13.8-1129；比电阻（25℃）ρ 为 0.085 Ω·mm^2/m。

表 13.8-1129 2Cr21Ni12N 钢的线胀系数

温度/℃	25~93	25~316	25~538	25~704	25~316
$\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}	14.8	15.8	17.3	18.6	19.6

3）力学性能 该钢室温力学性能见表 13.8-1130；高温力学性能见表 13.8-1131；持久强度见表 13.8-1132。

表 13.8-1130 2Cr21Ni12N 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	HB
1 050~1 150℃水冷，750~800℃空冷	≥800	≥400	≥35	≥35	≤248
1 035℃×60 min 水冷	872	527	42.0	60.0	241

表 13.8-1131 2Cr21Ni12N 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	HB
1 035℃水冷	649	513	239	33.0	38.0	131
	732	366	211	33.0	53.0	120
	760	352	200	25.0	28.0	113
	816	281	190	22.0	30.0	72

表 13.8-1132 2Cr21Ni12N 钢的持久强度

温度/℃	$\sigma_{b/10}$ (MPa)	$\sigma_{b/100}$ (MPa)	$\sigma_{b/500}$ (MPa)
732	204	127	91

4）耐蚀性能 该钢有良好的抗氧化、抗 V_2O_5 腐蚀性能。

6.7.1 生产工艺

1）热加工 锻造加热温度为 1 160~1 200℃，开始温度为 1 150~1 180℃，终止温度为 980℃。

镦锻和挤压温度为 1 200~1 170℃，然后快冷。

2）热处理 完全退火是在 1 038℃加热约 60 min，快冷，HB≤241；消除应力退火是在 760℃保温 4~8 h，空冷；固溶处理是在 1 050~1 150℃保温后水冷；时效处理是在 750~800℃保温后空冷。

3）切削性能 与 1Cr18Ni9Ti 钢相似。

6.7.2 交货状态

该钢是在热轧状态或热轧消除应力退火后供应。

6.7.3 生产品种规格

热轧材 ϕ8~80 mm；方 12~55 mm；

锻材 ϕ80~150 mm，ϕ155~220 mm；方 85~150 mm；

冷拉材 ϕ8~38 mm；Sϕ7~36 mm。

6.7.4 主要生产厂

该主要生产厂有重庆特殊钢厂、上钢五厂等。

6.8 GH80A

GH80A 是以镍为基体，添加铝、钛形成 γ′ 相弥散强化的高温合金，除铝含量略高外，其他与 GH4033 相近，使用温度为 700~800℃，在 650~850℃具有良好的抗蠕变性能和抗氧化性能。该合金冷、热加工性能良好，主要供应热轧棒材、冷拉棒材、热轧板材、冷轧板材、带材以及环形件等。用于制造发动机转子叶片、导向叶片支座、螺栓、叶片锁板和内燃机排气阀等。

该合金相近牌号有 Nimonic80A（英国）。

(1) 材料的技术标准

该合金的技术标准有：

WS9—7009—1996《GH80A 合金涡轮叶片用热轧棒材》；

WS9—7011—1996《GH80A 合金热轧、锻制及冷拉棒材》；

WS9—7012 环件—1996《GH80A 合金轧制环形件》；

WS9—7095—1996《GB80A 合金热轧板材、冷轧薄板和带材》。

(2) 化学成分

该合金化学成分见表 13.8-1133。

表 13.8-1133 GH80A 合金化学成分（质量分数）

%

C	Cr	Ni	Al	Ti
0.04~0.10	18.0~21.0	≥65	1.00~1.80	1.80~2.7

Co	Fe	B	Mn	Si	P	S	Ag	Bi	Cu	Pb
≤										
2.0	1.50	0.008	0.40	0.80	0.020	0.015	0.000 5	0.000 1	0.20	0.002 0

(3) 热处理制度

叶片用棒材为：(1 080±10)℃，8 h，空冷+(700+5)℃，16 h，空冷。热轧、锻制及冷拉棒材：按表 13.8-1134 的规定进行。轧制环形件：[(1 050~1 080)±10]℃，不大于2 h，水冷+(750±5)℃（或(700±5)℃），4 h（或16 h），空冷。热轧板材、冷轧薄板和带材为：供应状态+(750±10)℃，4 h，空冷。见表 13.8-1134~表 13.8-1136。

表 13.8-1134 GH80A 热处理制度

材料类型	固溶处理制度	时效制度
热加工用热轧（或锻制）棒材	(1 080±10)℃×8 h，空冷	(700±5)℃×16 h，空冷或（750±5)℃×4 h，空冷
机加工用热轧（或锻制）棒材	按制度(1)或(2)进行 (1) (1 080±10)℃，保温时间按表 13.8-1135 规定，油冷或水冷或空冷（正常情况，d≥40 mm，油冷） (2) (1 080±10)℃，保温时间按表 13.8-1139 规定，空冷+(1 080±10)℃，保温 30 min，水冷	
冷拉棒材	(1 080±10)℃，保温时间按表 13.8-1136 规定，空冷或水冷	

表 13.8-1135 GH80A 合金材保温时间（一）

直径/mm	保温时间/h	直径/mm	保温时间/h
≤3	1	>6~12.5	4
>3~6	2	>12.5	8

表 13.8-1136 GH80A 合金材保温时间（二）

直径或较小截面尺寸/mm	保温时间/min	直径或较小截面尺寸/mm	保温时间/min
≤15	15~30	>15~25	30~45

(4) 品种规格与供应状态

供应直径为 ϕ20~55 mm 的叶片用热轧棒材、直径不大于 30 mm 的热轧或锻制棒材。冷拉棒材供应直径 8~45 mm 圆棒及内切直径 ϕ8~36 mm 的六角形棒材。供应外径 100 mm、内径 900 mm、高度 130 mm 的轧制环形件。供应厚度不大于 9.5 mm 的热轧板材、厚度不大于 4.0 mm 的冷轧薄板材，厚度不大于 0.8 mm 的冷轧带材。叶片用热轧棒材不经热处理供应，其表面应全部磨光或车光。机加工用热轧棒材经固溶处理并除氧化皮状态供应，镦锻用冷拉棒材以冷拉并磨光状态供应，机加工用冷拉棒材以冷拉经固溶处理并除氧化皮状态供应，热加工用棒材以制造状态并除氧化皮供应（对锻造厂用棒材应车光后供应，其表面粗糙度应不小于 3.2 μm）。轧制环件以固溶处理和粗加工状态供应。热轧板材、冷轧板材和带材经软化处理、碱酸洗、切边和平整或矫直后供应。

(5) 熔炼与铸造工艺

叶片用棒材和板材采用真空感应熔炼加电渣重熔工艺。轧制环形件与热轧、锻制及冷拉棒材采用感应熔炼加电渣重熔，或真空感应熔炼加真空电弧重熔，或真空感应熔炼加电渣重熔工艺。

(6) 应用概况

该合金主要用于制造发动机转子叶片、导向叶片支座、扇形件安装环、螺栓、叶片锁板等和内燃机排气阀。

6.8.1 物理及化学性能

1) 热性能　该合金熔点为 1 045℃；热导率见表 13.8-1137；线胀系数见表 13.8-1138。

表 13.8-1137 GH80A 合金热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	12.11	13.83	15.48	16.75	18.39	20.93	23.48	25.57	27.66

表 13.8-1138 GH80A 合金线胀系数

θ/℃	16~100	16~200	16~300	16~400	16~500	16~600	16~700
$\alpha_l/10^{-6}$ K^{-1}	12.18	12.86	13.69	14.08	14.50	14.94	15.36

2) 密度　ρ = 8.15 g/cm^3。

3) 电性能　室温 $\rho = 1.23\times10^{-6}$ Ω·m。

4) 磁性能　无磁性。

5) 抗氧化性能　在空气介质中试验 100 h 的氧化速率见表 13.8-1139。

表 13.8-1139 GH80A 合金氧化速率

θ/℃	700	750	800
氧化速率/g·m^{-2}·h^{-1}	0.037	0.041	0.047

6.8.2 力学性能

(1) 技术标准规定的性能

1) 涡轮叶片用棒材规定性能见表 13.8-1140。

表 13.8-1140 涡轮叶片用 GH80A 合金棒材规定性能

技术标准	试样串联对数	持久性能				
		θ/℃	σ/MPa	断裂时间/h		
				单个值	平均值	范围值(R_{max})=(F)·($\bar{X}$)
WS9—7009—1996	3	750	340	≥23	≥32	≤0.6×实际平均值

当按(3)条进行的持久试验性能不合格时，应按表 13.8-1141 中任一试样串联对数组别进行重复试验。其中应减去初试不合格的试样串联对数。

表 13.8-1141 GH80A 合金试样重复试验

试样串联对数	断裂时间/h			允许超出范围或低于单个最小值的结果
	单个值	平均值	范围值 (R_{max}) = (F) · ($\bar{X}$)	
4	≥23	≥32	≤0.6×实际平均值	1
5	≥23	≥31	≤0.7×实际平均值	0
6	≥23	≥31	≤0.7×实际平均值	1

2) 热轧、锻制及冷拉棒材、轧制环形件规定的性能见表 13.8-1142。

表 13.8-1142 热轧、锻制及冷拉 GH80A 合金棒材、轧制环形件规定的性能

技术标准	拉伸性能				室温HBS	持久性能		
	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%		θ/℃	σ/MPa	t/h
		≥						≥
WS9—7011—1996 WS9—7012 环件—1996	20	1 000	620	20	285	750	340	30

3) 热轧板材、冷轧薄板和带材规定的性能见表 13.8-1143。

表 13.8-1143 热轧 GH80 合金板材、冷轧薄板和带材规定的性能

技术标准	拉伸性能					室温HBS	持久性能		
	θ/℃	板材厚度/mm	σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ_5/%		θ/℃	σ/MPa	t/h
			≥						≥
WS9—7095—1996	20	0.25~0.35	1 030	—	15	280	750	340	30
		>0.35~0.45	1 030	—	20				
		>0.45~3.0	1 030	640	25				
		>3.0~9.5	1 000	620	20				

4) 生产检验数据 涡轮叶片用热轧棒材 750℃的持久性能统计处理结果见表 13.8-1144；热轧棒材性能统计处理结果见表 13.8-1145。

表 13.8-1144 涡轮叶片用热轧 GH80A 合金棒材 750℃的持久性能统计处理结果

技术标准	断裂时间/h		
	$\bar{X}$	max	min
WS9—7009—1996	56.4	85.5	36.8

表 13.8-1145 热轧 GH80A 合金棒材性能统计处理结果

技术标准	室温拉伸性能									室温HBS		
	σ_b/MPa			$\sigma_{p0.2}$/MPa			δ_5/%					
	$\bar{X}$	max	min	$\bar{X}$	max	min	$\bar{X}$	max	min	$\bar{X}$	max	min
WS9—7011—1996	1 135	1 190	1 080	720	775	660	31	36	28	305	321	285

(2) 室温及各种温度下的力学性能

涡轮叶片用棒材经标准热处理后的典型拉伸性能见表 13.8-1146。

表 13.8-1146 涡轮叶片用 GH80A 合金棒材经标准热处理后的典型拉伸性能

θ/℃	20	700	750	800	850	900
σ_b/MPa	1 125	755	680	555	410	265
$\sigma_{p0.1}$/MPa	665	540	490	430	340	195
δ/%	35	10	13	17	25	37

(3) 持久和蠕变性能

1) 高温持久性能 涡轮叶片用棒材经标准热处理后的持久强度见表 13.8-1147。

表 13.8-1147 涡轮叶片用 GH80A 合金棒材经标准热处理后的持久强度

θ/℃	650	700	750	800	850	900	1 000
σ_{100}/MPa	470	394	270	193	127	58	23
σ_{300}/MPa	425	343	229	154	93	—	—

2) 高温蠕变性能 涡轮叶片用棒材经标准热处理后的典型蠕变性能见表 13.8-1148。

表 13.8-1148 涡轮叶片用 GH80A 合金棒材经标准热处理后的典型蠕变性能

θ/℃	t/h	σ/MPa	ε_P/%	θ/℃	t/h	σ/MPa	ε_P/%
650	100	402	0.1	750	100	269	1.0
		440	0.2		300	181	0.1
		460	0.5			201	0.2
		465	1.0			224	0.5
	300	357	0.1			227	1.0
		398	0.2	800	100	162	0.1
		417	0.5			173	0.2
		422	1.0			188	0.5
700	100	293	0.1			192	1.0
		355	0.2		300	127	0.1
		386	0.5			139	0.2
		391	1.0			150	0.5
	300	238	0.1			153	1.0
		297	0.2	850	100	103	0.1
		332	0.5			108	0.2
		338	1.0			124	0.5
750	100	224	0.1			125	1.0
		244	0.2	900	100	48	1.0
		266	0.5	1 000	1 000	12	1.0

(4) 疲劳性能

涡轮叶片用棒材经标准热处理后不同温度下平均应力为零的弯曲疲劳强度见表 13.8-1149。

表 13.8-1149 涡轮叶片用 GH80A 合金棒材弯曲疲劳强度

θ/℃	σ_{-1}/MPa		θ/℃	σ_{-1}/MPa	
	$N=10^7$ 周	$N=10^8$ 周		$N=10^7$ 周	$N=10^8$ 周
20	420	400	800	320	—
700	410	385	900	150	100
750	370	325			

（5）弹性性能

该合金弹性模量见表13.8-1150。

表13.8-1150 GH80A合金弹性模量

θ/℃	18	100	200	300	400	500	600	700
E/GPa	222	218	214	206	200	194	189	179

6.8.3 合金组织

当叶片毛坯按（1 080±10）℃，8 h，空冷进行处理时，其合金组织特征是：在1 080℃时基体中的γ相和一些M_7C_3及$M_{23}C_6$型晶界碳化物溶入固溶体。在冷却过程中晶界形成M_7C_3和$M_{23}C_6$型富铬碳化物。M_7C_3大约在1 000℃以上沉淀出来，并在较低温度下转变为$M_{23}C_6$。$M_{23}C_6$在750～1 000℃析出，也能独立成核，生成晶界碳化物。所以在（1 080±10）℃，8 h，空冷处理后，晶界上呈现出不连续状态的M_7C_3和$M_{23}C_6$，晶内有γ′相和MC。

当叶片毛坯按（1 080±10）℃，8 h，空冷+（700±5）℃，16 h，空冷进行处理时，其合金的组织特征是：合金在固溶组织的基础上经（700±5）℃，16 h时效，晶界上的M_7C_3继续转变为$M_{23}C_6$，所以在晶界上沉淀出较连续的$M_{23}C_6$，晶内的γ′相也长大成球形质点。

6.8.4 工艺性能

（1）成形性能

1）锻造 合金具有良好的锻造性能。钢锭加热温度为1 120～1 150℃，开锻温度不低于1 000℃。停锻温度不低于950℃。

2）热轧板 轧制加热温度为1 120～1 150℃，停轧温度不低于930℃。

3）涡轮叶片的锻造 涡轮叶片用毛坯应按规定的工序要求喷涂防护润滑剂，待烘干后方可入炉加热。零件毛坯在电炉中加热，装炉温度为（800±20）℃，保温60 min；加热温度为（1 090±10）℃，保温35 min，开锻温度为1 090℃，停锻温度为950℃，在卧锻机上顶锻，锻前用二硫化钼润滑模膛。零件毛坯锻造中间工序应进行固溶处理，加热温度为（1 130±10）℃，保温60 min，空冷。吹砂后，再按规定的工序要求喷涂防护润滑剂、烘干后入炉加热。零件毛坯再按上述规定进行装炉、加热、保温，并在曲柄压力机上进行终锻，锻前用二硫化钼润滑模膛。

（2）焊接性能

该合金可以进行自动对接氩弧焊和缝焊。

1）不加焊丝的自动钨极氩弧焊（对接）规范见表13.8-1151。

表13.8-1151 GH80A合金不加焊丝的自动钨极氩弧焊（对接）

厚度/mm	焊前状态	电流/A	电压/V	焊速/m·min⁻¹
1.2	软态	55	10～12	0.21

垫板		气体流量/L·min⁻¹	背面气体流量/L·min⁻¹	钨极直径/mm	焊嘴直径/mm
槽宽	槽深				
4.57	1.5	10～15	5～6	2～4	10～14

2）缝焊规范见表13.8-1152。

表13.8-1152 GH80A合金缝焊规范

厚度/mm	焊前状态	滚盘宽/mm		功率级	电压/V
		上	下		
1.2	软态	5.5	6.5	3	390

脉冲络	休止格	热量格	焊接速度/m·min⁻¹	电极压力/N
15	15	5～8	0.15	8 728

3）焊接接头的力学性能见表13.8-1153。

表13.8-1153 GH80A合金焊接接头的力学性能

焊接方法	接头形式	厚度/mm	焊前状态	焊后状态	接头强度		强度系数/%
					θ/℃	σ_b/MPa	
自动氩弧焊	对接	1.2	软态	（1 080±10）℃×8 h空冷+（750±5）℃×4 h空冷	20	1 138～1 236	100
缝焊	搭接	1.2	软态		20	950～1 080	85

（3）零件的热处理工艺

零件的热处理工艺按相应的材料技术标准的热处理制度进行。对于板材、带材的冲压成形件，在每成形一次后需进行中间真空退火：（1 060±10）℃，10 min，氩气风扇冷却。零件的最终热处理是在真空炉中进行时效处理：（750±10）℃，4 h，氩气风扇冷却。对于叶片在固溶后（时效前）制造过程中产生的局部加工硬化应按规定的要求进行氩气或氢气保护表面退火，退火温度为1 070～1 090℃。

（4）切削加工与磨削性能

GH80A具有良好的机加工性能，完全热处理状态具有好的机加工性能。

编写：刘正东（钢铁研究总院）
程世长（钢铁研究总院）

第9章 耐 磨 钢

耐磨钢（铁）是金属耐磨材料的主要组成部分，也是耐磨材料领域中用量最多的品种。本章仅就耐磨钢和耐磨铸铁中的高锰钢、合金白口铸铁、耐磨合金钢等作重点进行简要介绍。

磨损是物体工作表面材料在相对运动中不断损失或破坏的现象。通常将磨损分为磨料磨损、黏着磨损、冲击磨损、腐蚀磨损、冲蚀磨损、接触疲劳磨损、微动磨损等几大类。其中磨料磨损在钢铁材料磨损中所占的比重最大。人们对抗磨料磨损专用钢铁耐磨材料的研制开始较早，1883年英国人哈德菲尔德首先发明了高锰钢，其后人们又陆续研制了普通白口铸铁、镍硬铸铁、高铬铸铁以及中、高合金白口铸铁、耐磨合金钢等一系列基本上是专用的耐磨材料，而本来应用广泛的其他钢铁材料已被当做耐磨材料使用的事例更是不胜枚举。

高锰钢是一种碳含量和锰含量较高的合金钢，开始时它的锰含量范围很宽（质量分数7%～20%），随着研制和生产工作的发展，逐步找到最适宜的锰含量，即目前国内外广泛使用的成分。这个具有百余年历史的古老钢种由于具有良好的力学性能，尤其是具有良好的塑性和韧性，在较大的冲击磨损条件下使用时具有很强的加工硬化能力，以及具有生产工艺比较简单，容易掌握等优点，因此，直至目前，它仍然是耐磨钢铁材料中用量最大的一种（尤其是在矿山等部门）。普通白口铸铁由于不含特殊的合金元素，价格便宜是它的主要优点，但它的硬度不够高，又没有其他强化措施，因此耐磨性不太好，在一些使用条件不太苛刻的工况条件下仍有一定用量。镍硬铸铁（约含质量分数3%～5%Ni，1.5%～2.5%Cr）是在普通的白口铸铁基础上发展起来的合金白口铸铁，加入铬、镍等合金元素的目的是提高碳化物的硬度并强化基体，从而大大提高这类铸铁的耐磨性。它可以用冲天炉熔化，一般是铸态使用，不需高温热处理，其耐磨性好，但是较脆，且价格较贵。高铬铸铁几乎是与镍硬铸铁同时研制出来的，但由于研制之初电炉尚未普及，因而限制了它的发展，二次大战后才得到较广泛的应用。由于高铬铸铁中含有大量硬质碳化物，具有较高的硬度，韧性也较普通白口铸铁和镍硬铸铁要好，因此，较适用于制作受中、小冲击负荷作用的坚硬矿岩磨料磨损条件下的工件，但由于高铬铸铁韧性有限，且价格较贵等缺点，使其难以大量推广应用。近年来为了提高轧辊的耐磨性、改善轧材表面质量，研制和开发了高碳高钒（铌）系复合轧辊（以锻钢件作为轧辊的芯部材料），由于这类轧辊的外层材料中具有大量弥散分布的高硬度碳化物和硬度较高的基体，因此其耐磨性明显高于用高铬铸铁和传统的钨铬系高速钢制作的轧辊。20世纪80年代以来，我国结合国家资源情况进行的低、中合金耐磨钢的研制与应用发展很快，由于这些钢具有较好的耐磨性和韧性，生产工艺较简单，综合经济性合理，在许多工况条件下适用，因而受到用户的欢迎。其中一个典型的例子就是以方鸿生教授为首所发明和研制的Mn－B系贝氏体钢，采用该钢制造的磨球硬度高而均匀、破碎率低、粉磨效率高、成本较低。除磨球外还用于制造磨机衬板、齿板、铲齿等，部分产品已出口，多年来Mn－B系贝氏体钢已发展有低碳、中碳、中高碳系列的多个品种。而欧、美等国的低、中合金耐磨钢件则多采用铬钼系、铬镍钼系、铬钼钒系、铬钼钒镍（钨）系的钢制作。为了适应矿山采运机械与工程机械的需要，国外研制了高强度、高硬度、可焊接耐磨钢板，这类钢是在低合金高强度可焊接钢的基础上发展起来的，20世纪70～80年代已形成系列产品。由于这类钢是采用轧制方法生产的，可以把热加工强化与热处理强化结合起来进行（例如，轧后直接淬火并回火，实行控轧、控冷工艺等），其强化效果好，节约能源，且具有耐磨、可焊接、可冷加工成形、价格较便宜等一系列优点，可用来制作煤炭输送机的中板、电动轮车斗的衬板、推土机的铲刀、装载机和电铲的铲斗等易磨损件。另外，工业生产中也经常采用某些通用的结构钢、合金工具钢、轴承钢和不锈钢等作为易磨损件的材料。

钢铁材料的表面强化技术有着悠久的历史，渗碳技术至少可以追溯到两千多年前我国的汉朝，一千多年前的史书中已有关于碳氮共渗工艺的记载。近几十年来，各种各样的表面强化技术发展迅速。针对磨损是一种表面损伤形式的这一特点，采取必要的表面强化及表面改性措施，不仅可以节约大量的原材料，而且可以赋予工件表面层以各种特殊的、作为整体材料难以得到的组织结构与性能，从而取得优异的耐磨性能和显著的经济效益。迄今，表面强化技术已成为摩擦学与耐磨材料的研究与应用的一个重要发展方向。

磨损是金属工件失效的主要形式之一，磨损造成了能源和原材料的大量消耗，根据不完全统计，能源的1/3到1/2消耗于摩擦与磨损。据美国材料政策委员会1977年测算，磨损造成美国每年国民经济损失约为150亿美元，原联邦德国技术科学部估测，原联邦德国因磨损造成的损失每年达到100亿马克。美国机械工程师学会（ASME）和美国能源发展局（ERDA）提出的一项减轻摩擦和磨损的发展计划，可使美国每年节支160亿美元（为能源消耗的11%）。1966年英国约斯特等人提出的一项调查研究报告指出，如果充分运用摩擦学的知识，可以使英国工业在1965年一年内节约5.1亿以上的英磅，相当于当时国民经济总收入的1%。据美国刊物介绍、美国几大类产品每年由于磨损所造成的损失是：飞机134亿美元，船舶64亿美元，汽车400亿美元，切削工具28亿美元。

我国对由于摩擦和磨损所造成的损失尚缺乏精确的统计。英国人约斯特1979年来华访问时提出，如果运用摩擦学知识来防止和减轻摩擦和磨损所造成的损失，我国每年可节约150亿美元，而若以目前国内经济发展的水平来推测，可节约的数值会更多。以磨球为例，据统计，我国每年消耗磨球约80～100万吨，其中黑色金属矿山30～40万吨，有色金属矿山20～30万吨，水泥工业15～20万吨，火电厂10万吨，化工约5万吨。全国磨机衬板的年消耗量近20万吨，其中金属矿山每年消耗约8万吨，水泥磨机每年消耗约4万吨，电力和化工年消耗近8万吨。再如，煤矿用刮板输送机中部槽每年要消耗6～8万吨钢板。如果把其他机械设备由于磨损所消耗的钢铁材料和造成的损失都考虑进去那将十分惊人。耐磨钢（铁）广泛用于矿山机械、工程机械、农业机械、建材、电力机械、铁路运输等部门。例如，球磨机的磨球、衬板，挖掘机的斗齿、铲斗，各种破碎机的轧臼壁、破碎壁、齿板、锤头，拖拉机和坦克的履带板，风扇磨机的打击板，铁路辙叉，煤矿括板输送机用的中板、槽帮、圆环链，推土机和装载机用铲刀、铲齿，大型电动轮车车斗用衬板等，种类繁多，用途极其广泛。所以，大力开展钢铁耐磨材料的研制和磨损的研究，提高耐磨钢（铁）的质量，开发新型高性能耐磨钢（铁），以降低由于摩擦、磨损造成的损

失，对于国民经济建设的发展是一件具有重要意义的工作。

矿石和水泥磨机中使用的研磨介质（球、棒和衬板）是消耗量很大的易磨损零件。在美国，磨球大多数是用非合金（碳素）钢和合金钢锻造或铸造的，它们占磨球总消耗量的97%，镍硬铁球和高铬铸铁球仅占3%。在加拿大消耗的磨球中，钢球占81%，镍硬铁球和高铬铸铁球占19%。据20世纪70年代初的统计，美国59个矿山公司年生产铁矿产品和有色金属矿产品共3.35亿吨，磨矿用的钢球、铸铁球和钢棒的金属总消耗量为29.54万吨。在我国，高锰钢仍是高合金耐磨钢中生产和消耗量最大的一种。20世纪80年代初，我国首次引进并开发了国产高铬铸铁球的生产，目前，国内高铬铸铁球的生产能力已达到数万吨的规模。同时，国内研制的磨矿介质所用低、中合金耐磨钢的钢号已有不少，但尚未形成统一的系列或标准，也未形成大批量生产能力。高硬度可焊接耐磨钢板已具备大生产能力，但由于种种原因目前国内的用量仍不大。由于受生产厂家的装备条件、生产规模、工艺因素等的限制，国产耐磨钢（铁）的质量水平与国外的相比仍有不小的差距。

高锰钢在耐磨钢中仍然占据比较重要的位置，这主要是由于在高冲击负荷下，高锰钢工件表层具有较强的加工硬化能力，同时，未直接受冲击作用的工件心部仍保持其固有的高塑性和韧性。为了进一步提高高锰钢的耐磨性和适应不同工况条件的需要，这类钢将在合金化、化学成分调整、生产工艺的改进与完善、工况条件的适应性等方面进行研制和开发。

在化学成分调整方面，曾开发了高碳高锰钢，例如GT-Mn-A与GTMn-B；低碳高锰钢75Mn13；介稳奥氏体锰钢50Gr2Mn14、60Cr5Mn12、55Cr5Mn9等；中锰钢，例如Mn6Mo、Mn9Cr2、Mn6Cr2Ti等；超高锰钢；以及加入钼、钛、铬、钒等元素的改进型高锰钢等。

在高锰钢的生产工艺方面，已进行并将进一步开展的工作有炉外精炼、吹氩、吹氮等以提高钢的纯净度，以及悬浮浇注、表面合金化、爆炸硬化、热处理工艺改进等。

已研制和生产的各种马氏体、贝氏体合金钢、合金铸铁与各种复合材料，在许多工况条件下的使用寿命可以比高锰钢高百分之几十，甚至高几倍。我国的低、中合金耐磨钢是以中碳（或高碳）硅、锰或锰钢为基础加入铬、钼、硼（以及铜、稀土等）元素发展起来的，这些钢利用多元合金化，经过适当的热处理，得到以马氏体或贝氏体为基体的组织，可以在较宽的范围内调整钢的硬度与韧性的匹配关系，取得较为满意的耐磨性。目前开发出来的钢号已有几十个，其应用前景是广阔的。

高铬铸铁制成的工件在许多工况条件下表现出较小的失重和较高的使用寿命。但是，由于它含有大量铬等国内稀缺元素，且制造工艺要求严格、以及这类材料本身固有的脆性等因素，限制了这种材料的大量推广使用。国内不少单位仍在谋求从降低高铬铁成本（例如简化热处理工艺、调整化学成分等）、改善韧性、改进铸造方式及铸造工艺以提高其耐磨性等方面进行工作。

轧辊是轧钢机的关键易损件，以高硬度、高耐磨性的高合金材料作为外层材料，以具有高强韧性的锻造结构钢（或铸铁）等作为芯部材料的双金属复合轧辊已逐渐成为轧辊的主体。以往轧辊的外层材料多采用高铬铸铁或通用型钨铬高速钢，随着对轧辊耐磨性及轧材表面质量要求的进一步提高，近些年来人们已开始研制高碳、高钒系的新型高速钢（或高钒合金铸铁），作为复合轧辊的外层材料。这种轧辊已在轧钢生产中取得良好效果，表明了这种高碳高钒合金作为一种新型耐磨材料的良好发展前景。

以磨矿介质中钢球的材质为例、美国和加拿大的铁矿和有色金属矿山多采用锻、轧方法生产的中、高碳铬钼钢钢球或钢棒，其中铸钢、铸铁球仅占1/6左右。国内冶金矿山多以锻、轧方法生产的中、高碳钢钢球、钢棒作为磨矿介质，由于非合金（碳素）钢的耐磨性差，致使消耗量很大，今后的发展趋势应是低、中合金钢钢球（钢棒）。在水泥磨机中，锻造钢球目前仍为主要研磨球，正向低、中合金钢钢球发展。高铬铸铁球近年来在大、中水泥厂的用量逐渐增多，但因成本高，使发展受到限制，另外，它不适合于在湿磨条件下使用。中锰球墨铸铁、马氏体球墨铸铁、低碳白口铸铁、硼白口铸铁等铁球，多用于中小型磨机。有研究认为，贝氏体球铁将在更多工况条件下取代高铬铸铁和高锰钢。

用轧制方法生产并通过热处理强化的高硬度（布氏硬度235~400HB系列）可焊接钢板将成为我国近期开发和生产的一种新型耐磨钢。国外这类钢板的硬度已达到360~500HB。

表面强化技术是钢铁耐磨材料中的一个重要分支。采用表面强化技术能大幅度提高工件的耐磨性和使用寿命，充分发挥材料的潜力，可用一般材料代替贵重或稀缺材料，改善机械工作的稳定性和可靠性。由于磨损首先开始于工件的表面层，而且很多工件只允许有少量的磨损，此时若从整体上改善材料的性能可能是很不经济的，而强化工件的表面就具有突出的重要意义，表面强化层可能只有几个毫米甚至只有几十个微米（可能仅占工件厚度的几十分之一或几百分之一），但却可以使工件具有比本体材料高得多的耐磨性能。表面强化技术以它的灵活性（包括可以只进行局部强化），多样化（工艺种类多，对摩擦条件适应性强，可以先期强化或后期修复），可以在现场进行工艺操作等特点，日益为人们所重视，因此，近年来发展十分迅速。渗碳、碳氮共渗、渗氮等传统工艺仍然在机械制造业中占有重要的位置。近年来，热喷涂（焊）、堆焊、电刷镀、渗金属、电火花熔渗、气相沉积、电子束、激光、化学敷、离子注入等表面强化装备与技术以及铸渗、铸镶、金属间复合、金属与非金属间复合等表面合金化与强化技术发展很快。采用何种表面强化措施取决于工况条件及工件的性状。可以预料，表面强化技术具有极其广阔的发展前途，在能源和原材料日愈匮乏的当今世界，加速发展表面强化技术显得尤为迫切和重要。

1 高锰钢

1.1 高锰钢常用钢号的化学成分、性能特点及用途

1.1.1 合金元素在高锰钢中的作用

标准型高锰钢中的主要合金元素是碳和锰。碳是保证高锰钢奥氏体化的重要元素，碳和锰的含量比例一定时，可以获得单一的奥氏体组织。对于大断面和尺寸不规则的模件，Mn/C比值可以稍大一些，以便整个断面都可以得到单一的奥氏体组织。厚壁铸件冷却速度较慢，碳含量应该低些。薄壁铸件的碳含量可以较高。砂型铸造由于冷却速度慢，容易促成铸态组织中出现大量碳化物，碳含量应该低些。金属模铸造则冷却速度快，碳化物不易析出，碳含量可以高些。碳含量增加，强度增加，塑性下降。但碳含量高于1.2%（质量分数）时，碳化物较难溶入奥氏体中，强度和塑性均下降，且裂纹倾向增大。碳含量低于1.4%（质量分数）时，随碳含量的增加，耐磨性提高。用增加碳含量来提高耐磨性是比较经济而有效的措施，但碳含量增高会给铸造和热处理工序带来困难。

锰是稳定奥氏体的主要元素，锰含量增加，奥氏体的稳定性提高。锰含量低于14%（质量分数）时，随锰含量的增加，强韧性提高，但不利于加工硬化，锰含量提高对耐磨性有所损害。同时，锰含量高于12%（质量分数）时，树枝晶发展，有粗晶和裂纹倾向。在平衡条件下冷却时，钢中的锰一部分固溶于钢中，一部分与碳形成渗碳体型碳化

物（M_3C）。锰在碳化物及铁素体中的浓度分布是不均匀的，一般说来，它在渗碳体中的浓度大于在固溶体中的浓度。锰含量与碳含量的选取是相关的，厚壁的、冲击载荷强烈的铸件应含有较多的锰。一般高锰钢的锰碳比控制在9～11。Mn/C＞10可以避免冷却时产生珠光体转变，保证了奥氏体锰钢的韧性；Mn/C＝10可以得到较好的强韧性配合；Mn/C＜10有利于耐磨性提高。

高锰钢的再合金化包括以下几个方面：加入钛、钒、铌、铬、钼等碳化物形成元素，使奥氏体基体上析出弥散的球状碳化物，实现第二相强化；加入铬、钼、钒、钨、铜、镍、硼、氮等元素实现奥氏体的固溶强化；加入稀土元素等变质剂，净化钢液、细化晶粒实现细晶强化、改善夹杂物的形态和分布，实现综合强化等。

钼有推迟珠光体转变的作用。钼的一部分固溶于奥氏体，除了降低珠光体临界转变速率外，并使奥氏体的屈服强度增加，而韧性不降低，甚至有所提高。钼与碳化合成为Mo_2C，以细微的球状分布于晶界，取代了可能出现的有害于塑性、韧性的渗碳体，因此可以降低材料的脆性，并降低铸件凝固及热处理时的开裂倾向。由于奥氏体中钼的存在，提高了奥氏体的稳定性，对于焊接、切割或工作温度大于275℃时，能抑制碳化物的析出和珠光体的形成，对防止脆化有良好效果。改进型的高锰钢中，一般含钼质量分数为0.5%～1.5%。

铬在高锰钢中的加入量一般为质量分数1.5%～2.5%。铬使高锰钢的屈服强度和抗磨损能力有所提高，但使抗拉强度下降，且因铬的碳化物沿奥氏体晶界及其附近析出，使塑韧性下降。

镍固溶在奥氏体高锰钢中，对其稳定性起着特殊重要的作用，在300～550℃间能抑制针状碳化物的析出，从而使高锰钢对切割、电焊及工作温度的敏感性减小，相应提高了高锰钢的脆化温度。镍含量增加对屈服强度影响很小，但抗拉强度略有下降、塑性上升、加工硬化速率变慢。镍常伴随钼一起加入，美国生产的优质高锰钢中有些镍质量分数高达4%。

钒、钛均属强碳化物形成元素，既可单独加入，亦可复合使用。钒在高锰钢中部分固熔于基体中，其余以碳化物形式存在。钒能有效地细化晶粒，增加硬质碳化物的质点，使高锰钢的屈服强度显著提高，但塑性下降。在锰镍钼钒高屈服强度高锰钢中钒的加入量为质量分数0.7%～1.0%，时效硬化后，屈服强度达到700 MPa以上。

钛能细化铸态组织，并能防止晶界碳化物析出，显著提高了高锰钢的塑性和韧性，防止热处理脆裂。钛在奥氏体锰钢中主要形成碳化钛和氮化钛质点，能提高加工硬化能力、并部分抵销磷含量过多的危害。钛的常用量为质量分数0.05%～0.10%，最大量为0.4%，超过0.4%时，有使材质脆化、耐磨性恶化的倾向。我国试制的Mn13VTi高锰钢齿板的使用寿命较标准型Mn13齿板的寿命有很大提高。

据前苏联专利报道，用铌、氮处理的高锰钢可将抗拉强度σ_b由700～900 MPa提高到1 410～1 700 MPa，屈服强度σ_S由400～560 MPa提高到1 050～1 290 MPa，晶粒度由5级细化到7～9级，耐磨性也有了显著提高。

稀土元素加入高锰钢中能够细化晶粒，提高材料的屈服强度和加工硬化能力，因而使钢的耐磨性提高。据国内报道，含稀土的Mn13RE铲齿的使用寿命比标准型Mn13钢铲齿的寿命高20%～30%。而含稀土及钛的Mn13RETi铲齿的使用寿命则可比Mn13钢的提高两倍多。

特别应当指出的是，高锰钢中的磷是有害元素，它在奥氏体中的溶解度很低，大部分偏析于晶界上，形成熔点很低的三元磷共晶，由于偏析严重，导致正常磷含量的高锰钢中也会出现磷共晶组织。钢中碳含量越高，越应相应降低磷的含量，以避免磷共晶的出现。三元磷共晶是脆性相，降低高锰钢的塑性和韧性。磷含量增高，使钢的冷热裂倾向增大，水韧处理时铸件易出现裂纹，甚至断裂。磷在高锰钢中的质量分数一般应低于0.07%。又据资料介绍，当磷从0.07%～0.10%降至0.02%～0.04%时，高锰钢的塑性、韧性和耐磨性可提高40%～50%，同时，铸件裂纹也可大大减少。磷含量为0.12%的高锰钢用来制造圆锥式破碎机衬板时，其寿命仅为磷含量的0.038%高锰钢衬板的50%。

1.1.2 常用高锰钢的化学成分、性能特点及用途

表13.9-1是我国高锰钢铸件国家标准（GB/T 5680—

表13.9-1 高锰钢铸件的化学成分（质量分数）%

牌 号	C	Mn	Si	Cr	Mo	S≤	P≤
ZGMn13－1	1.00～1.45	11.00～14.00	0.30～1.00	—	—	0.040	0.090
ZGMn13－2	0.90～1.35	11.00～14.00	0.30～1.00	—	—	0.040	0.070
ZGMn13－3	0.95～1.35	11.00～14.00	0.30～0.80	—	—	0.035	0.070
ZGMn13－4	0.90～1.30	11.00～14.00	0.30～0.80	1.50～2.50	—	0.040	0.070
ZGMn13－5	0.75～1.30	11.00～14.00	0.30～1.00	—	0.90～1.20	0.040	0.070

表13.9-2 日本、美国奥氏体锰钢国家标准的化学成分（质量分数）%

序号	标准名称	标准编号	钢种牌号	C	Mn	Si	S	P	其他合金元素
1	日本国家标准	JIS G5131—1991	SCMnH1	0.9～1.3	11～14	—	≤0.05	≤0.10	—
			SCMnH2	0.9～1.2	11～14	≤0.8	≤0.04	≤0.07	—
			SCMnH3	0.9～1.2	11～14	0.3～0.8	≤0.035	≤0.05	—
			SCMnH11	0.9～1.3	11～14	≤0.8	≤0.04	≤0.07	Cr 1.5～2.5
			SCMnH21	1.0～1.35	11～14	≤0.8	≤0.04	≤0.07	Cr 2.0～3.0 V 0.4～0.7
2	美国国家标准	ASTM A128/A128M—93 (2003)	Ab	1.05～1.35	最小11.0	最大1.0	—	最大0.07	—
			B－1	0.9～1.05	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	—
			B－2	1.05～1.20	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	—
			B－3	1.12～1.28	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	—
			B－4	1.20～1.35	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	—
			C	1.05～1.35	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	Cr 1.5～2.5
			D	0.7～1.3	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	Ni 3.0～4.0
			E－1	0.7～1.3	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	Mo 0.9～1.2
			E－2	1.05～1.45	11.5～14.0	最大1.0	—	最大0.07	Mo 1.8～2.1
			F（J91340）	1.05～1.35	6.0～8.0	最大1.0	—	最大0.07	Mo 0.9～1.2

1998）中规定的高锰钢铸件的化学成分，表 13.9-2 和表 13.9-3 为日本、美国和前苏联的奥氏体锰钢的牌号与化学成分。表 13.9-1 中 ZGMn13－1 为高锰钢的基本牌号；ZGMn13－2 牌号适用于较厚的铸件；ZGMn13－3 中规定的硫、磷含量较低，是适用于铁路道岔的高锰钢牌号。含铬的 ZGMn13－4 和含钼的 ZGMn13－5 牌号分别等效采用了日本的 JISG5131 中的 SCMnH11 和美国的 ASTMA128/A128M 中的 E－1 牌号。

除了标准中所列高锰钢的化学成分以外，正如前文所述，国内外还研发了高碳高锰钢、低碳高锰钢、介稳奥氏体锰钢、中锰钢、超高锰钢以及加入各种合金元素的改进型高锰钢等。

在我国高锰钢铸件的国家标准中还规定了高锰钢铸件力学性能的检验结果应符合表 13.9-4 中的要求。

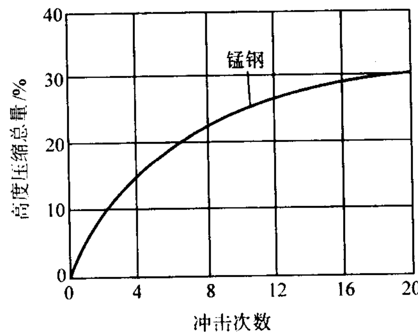
表 13.9-3　前苏联奥氏体锰钢国家标准化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Mn	Si	Cr	Mo	V、B	Ni	S	P
110Г13Л	0.9～1.4	11.5～15	0.3～1.0	≤1.0	—	—	≤1.0	≤0.05	≤0.12
120Г13Х26Л	1.0～1.4	11.5～14.5	0.3～1.0	1.5～2.5	—	B 0.08～0.10	≤1.0	≤0.05	≤0.10
130Г14ХМФАЛ	1.2～1.4	12.5～15	≤0.6	1.0～1.5	0.2～0.3	V 0.08～0.12	≤1.0	≤0.05	≤0.07

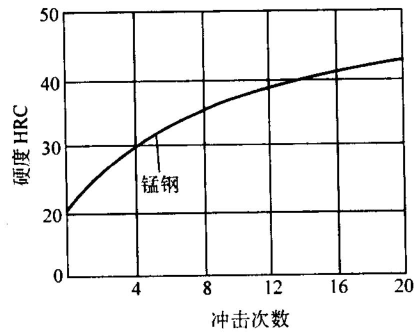
表 13.9-4　高锰钢铸件的力学性能

牌　号	σ_S /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB
ZGMn13－1	—	≥635	≥20	—	—
ZGMn13－2	—	≥685	≥25	≥147	≤300
ZGMn13－3	—	≥735	≥30	≥147	≤300
ZGMn13－4	≥390	≥735	≥20	—	≤300
ZGMn13－5	—	—	—	—	—

高锰钢工件之所以具有优良的耐磨性能，主要是由于在承受较高冲击载荷或压力时，它有着良好的加工硬化能力。高锰钢工件表层硬度的提高与钢的化学成分、生产工艺、工作条件、硬化方法有关，在化学成分确定之后，冲击载荷愈大，加工硬化越充分，硬度提高得越多。通过充分加工硬化可使高锰钢的硬度达到 500～550HB。图 13.9-1 为在反复冲击下，奥氏体锰钢的冲击次数与高度压缩总量及加工硬化的关系曲线。试样尺寸为 ϕ25 mm×25 mm，在一端用 680J 反复冲击的结果。所用试样成分（质量分数/%）为：C 1.17、Mn 12.8、Si 0.46，经 1 010℃水淬处理。图 13.9-2 为奥氏体锰钢颚板残体的硬化曲线。图 13.9-3 为磨损后锰钢钢轨的硬化曲线。



(a) 高度压缩总量与冲击次数关系



(b) 硬度与冲击次数关系

图 13.9-1　奥氏体锰钢在反复冲击下冲击次数与加工硬化的关系

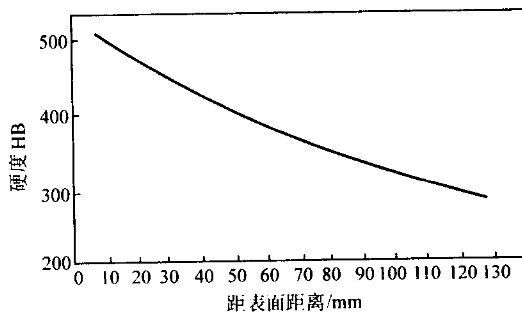


图 13.9-2　奥氏体锰钢颚板使用后硬度变化与深度的关系

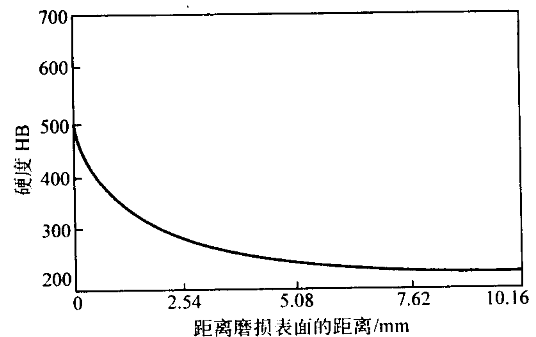


图 13.9-3　磨损后的锰钢钢轨的硬度（平均数值）

影响高锰钢耐磨性的因素很多，它不仅与钢的化学成分、生产工艺（含热处理工艺）、加工硬化的方式直接有关，而且与使用条件有密切关系。

就化学成分而言，简单地说，随着碳含量的提高，耐磨性也相应提高。表 13.9-5 为奥氏体锰钢试样经 500 h 冲击磨损后，磨损量与碳含量的关系。表 13.9-6 为 4 m^3 电铲铲齿挖掘磨损量与化学成分的关系。锰含量增加，加工硬化率有所下降，对耐磨性不利。有数据显示，当锰含量减少时，拖拉机履带板销孔的耐磨性提高。而高锰钢试样在滚筒中的滚磨失重随锰碳比的增大而增大。当然，正如前文指出的，锰含量的选择还要考虑到工件形状及工况条件等因素。含铬的

表 13.9-5 冲击磨损量与碳含量的关系

碳质量分数%	1.0	1.2~1.3	1.5
磨损量/%	0.7	0.4~0.5	0.3

高锰钢，屈服强度和耐磨性有所提高，但是延性有所降低。经1 080~1 100℃水淬处理后的ZGMn13Cr2圆锥破碎机衬板与ZGMn13衬板比较，其使用寿命提高34%~70%。含钼质量分数为2%的奥氏体锰钢，经弥散化处理后，圆锥破碎壁的使用寿命比标准奥氏体锰钢高50%，含钼的高锰钢，延性有所改善，高温强度较高。据认为，高锰钢中加入质量分数为1%~2%的钼，可以提高工作温度，并且细化钢的组织。特别是在水淬处理时，钼有抑制奥氏体向珠光体转变的作用。将高锰钢的磷质量分数降至0.02%~0.05%，或同时加入质量分数为0.05%~0.10%钛及0.2%~0.3%钒，可将圆锥破碎机壁及电铲铲齿的相对耐磨性提高50%~100%。

表 13.9-6 4 m³ 电铲铲齿挖矿磨损量与化学成分的关系

序号	化学成分（质量分数）/%					岩石硬度 /f	挖矿量 /t	磨损长度 /mm	单耗产量 /t·mm⁻¹
	C	Mn	Si	S	P				
1	1.35	13.4	0.41	0.003	0.07	12	168 316	207.8	809.9
2	1.27	12.4	0.44	0.006	0.049	12	146 384	203.4	719.6
3	1.06	12.0	0.35	0.010	0.055	10~12	64 242	134.0	479.6

在化学成分和工作条件相同的情况下，铸造工艺方法不同，破碎机锤头工作部位致密度不同，则锤头的使用寿命差异很大。补缩良好、无缩松的锤头其碎矿量相对提高55.18%。采用平造型平浇注和平造型倾斜浇注的两种铸造方式生产的 ϕ3.2 m×3.1 m球磨机衬板进行对比试验。结果，平造型平浇注的衬板，中心有严重疏松，在一次球磨、铁矿石硬度 $f=12\sim16$ 的工况条件下，使用寿命为8个月，而平造型斜浇注的衬板，基本上消除了中心疏松，在同一工况条件下，使用寿命为12个月，耐磨性提高50%。

此外，热处理工艺、加工硬化（表面处理）、工况条件等，对于高锰钢的耐磨性能都有影响，在下文中将有叙述。

高锰钢工件的表面在磨料的不断冲击下形成硬化层，硬度明显提高。冲击载荷越大，形变强化过程越发展，金属表面硬化层越深，硬度越高，抵抗磨损的能力越强。这种在高冲击下明显硬化，并显著提高抗磨损能力的特点是其他钢铁材料难以比拟的。因此，高锰钢被广泛应用于破碎机械、粉磨机械、工程与筑路机械、铁道、车辆、农业机械等。例如，用来制作大型挖掘机的斗齿，圆锥式破碎机的轧臼壁，破碎壁，颚式破碎机的齿板，大规格破碎机的锤头、板锤，大功率拖拉机和坦克的履带板，大型球磨机的衬板，风扇磨机的打击板和铁路辙叉等。

1.2 高锰钢的成形与加工

高锰钢工件广泛采用电弧炉冶炼、铸造成形。钢水质量和铸造工艺对高锰钢工件的耐磨性能有很大影响。炼钢时应精选炉料、加强脱磷、脱硫及脱氧工艺，尽可能采用吹氩处理和各种炉外精炼等现代冶金措施。

前文已述，磷对高锰钢的危害很大，必须严格控制其含量。表13.9-7给出了磷含量对高锰钢工件使用寿命和相对耐磨性的影响。

表 13.9-7 磷对高锰钢工件使用寿命和相对耐磨性的影响

材 料（质量分数）	轧臼壁		铲齿	
	使用寿命 /h	相对耐磨性 /%	吨物料磨损量/g	相对耐磨性/%
Mn13+Ti（0.05%~0.1%）（常规P含量）	535	100	6.61	100
低磷Mn13（0.02%~0.05%P）	715	134	4.58	144

在钢包内对高锰钢钢水吹氩处理，能减少钢中氢、氧和夹杂物含量，使钢水温度均匀且改善钢液流动性，从而可以通过降低浇注温度来细化一次结晶晶粒，并能明显提高钢的力学性能及耐磨性。图13.9-4是采用吹氩法与未吹氩生产的铲齿的寿命比较。通过这类炉外精炼可以使高锰钢的强度由657 MPa提高到834 MPa，耐磨性提高30%。以吹氮代替吹氩处理也能取得类似的效果。此外，通过在钢液中加入稀土元素或碱土金属等球化变质剂；悬浮浇注；降低浇注温度；用金属型代替砂型铸造以加速铸件的凝固速度；采用合理的浇注法等，皆可提高高锰钢铸件的质量，提高铸件的成品率，并提高高锰钢工件的耐磨性能。

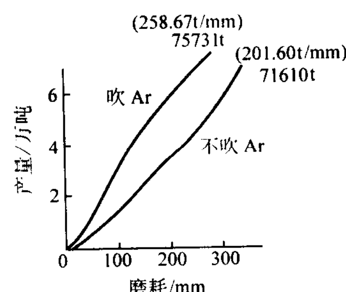


图 13.9-4 吹氩法与未吹氩生产的铲齿寿命比较

通常采用氧-乙炔焰为主，电弧气刨为辅，对高锰钢铸件进行浇冒口和披缝的切割。一般在冷铸态下禁止切割，以防止铸件产生裂纹，甚至炸裂。通常奥氏体锰钢铸件是在水淬后进行切割，当铸件过大，而不能进炉加热时，应将铸件浸入冷水中，在冷态下先切掉部分冒口，在冒口根部留出足够余量，待水淬后再进行第二次切割。也可在铸件冷却到650~800℃左右，在红热状态下切割冒口。铸件水淬后，可采用浸（水切）割或喷（水切）割，前者适用于大冒口铸件，后者用于小冒口或浇注系统。由于铸件存在着缺陷（例如气孔、夹渣、小裂纹等）以及磨损零件表面的修复、工件表面增加耐磨层的需要，不得不进行补焊或堆焊时，应慎重进行。因为奥氏体锰钢导热性差、线胀系数大，再热脆化倾向大，在补焊或堆焊时，热影响区易析出碳化物，导致局部基体脆化，并产生裂纹。铸件焊补均在水淬后进行，焊前不预热、焊后不回火，一般也不重新淬火。

奥氏体锰钢铸件的切削加工在水淬后进行。由于这类钢具有强烈的加工硬化能力和良好的强韧性，进行切削加工是很困难的。因此，在设计和制造中应尽量做到铸制成形，避免进行切削加工，需要钻孔、攻丝处，铸造时应预铸相应大小的碳素钢棒，以便水淬后进行加工。

1.3 高锰钢的热处理与表面处理

铸态奥氏体锰钢脆性大，使用中易剥落，甚至断裂，导致早期失效。除特殊薄壁、多元合金奥氏体锰钢可在铸态使

用外，通常必须经过热处理以提高其强韧性、加工硬化能力和使用寿命。常用热处理方法为水淬处理，此外，还有弥散硬化和沉淀硬化处理等。

在高锰钢热处理时，应严格控制水淬处理时的加热温度、铸件出炉后在空气中的停留时间、水淬用水量和水温等，这些参数对于保证高锰钢工件的力学性能和耐磨性是十分重要的。高锰钢的导热性差、线胀系数大，一般要求在弹塑性变形阶段升温缓慢、以免铸件开裂。在制定工艺规范时，应考虑铸件结构的形状复杂程度、壁厚与重量大小、设备条件、生产技术水平、产品化学成分和铸件对裂纹的敏感性等因素。我国标准型奥氏体锰钢的固溶温度为1 050～1 100℃，可按铸件碳含量进行调整，碳含量高时，固溶温度要相应高些。生产中常用1 050～1 080℃，出炉前15～20 min将炉温升到1 080～1 100℃，温度不宜太高，以免过热，造成晶粒长大。保温时间一般是每25 mm保温1 h。生产中可根据设备条件、产品对象不同加以确定，其原则是要保证碳化物充分溶解。铸件水淬时、入水温度不应低于950℃，以免固溶碳化物析出。为此，要求入水前，尽量缩短高温铸件在炉外滞留的时间，这一时间最好控制在30 s以内。在水淬处理时，水量与工件量之比应达到8:1，水温应低于30℃，水淬后水温不应高于60℃，水温对高锰钢力学性能的影响见表13.9-8。当水温上升时，高锰钢的σ_b、δ、ψ、a_K显著降低。曾发现，厚度大于80 mm的高锰钢件水淬后由于心部冷却慢，析出了针状碳化物，使性能下降。在条件许可时，也可采用浇注后，铸件降温水淬处理工艺，免去再加热，同样能使工件达到常规水淬处理后的性能水平，这是一种节能热处理方式，同时也克服了清砂的困难。对于含有钛、铌、钒、钼、钨、铬等碳化物形成元素的高锰钢，通过弥散硬化热处理，可获得沿奥氏体基体上弥散分布着球形质点的组织，这种组织具有优良的耐磨性。用这种方法生产的铲齿，寿命可提高70%～170%。但这种热处理工艺较复杂，并使成本增加。也可以通过热处理细化奥氏体晶粒，以提高其耐磨性。

表13.9-8　水温对高锰钢力学性能的影响

材料	水温 /℃	力学性能				
		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
Mn12	10	667	353	23.0	28.3	123.5
Mn12	60	539	353	13.5	19.0	56.0

表面处理也是一种提高高锰钢工件耐磨性的有效措施。高锰钢工件的爆炸预硬化，可将其表层硬度由207HB提高到350HB。据介绍，通过这种措施，可使电铲铲齿铲装总量提高40%左右，使破碎机衬板使用寿命提高25.7%。另据报道，在对4 m^{3}电铲铲齿进行往复冲击挤压试验后，可以使其表面硬度从205HB提高到340HB，从而增加了挖矿总量。这种表面硬化工艺如果能与高锰钢热处理时的防脱碳措施结合起来，将能更有效地解决高锰钢产品前期磨耗严重的问题。

高锰钢工件的表面合金化，是一种既能提高耐磨性，又能节约合金元素的方法，利用铸件温度进行熔敷和实行堆焊等，都是高锰钢表面合金化常用的一些工艺方法。

1.4　高锰钢钢号选择原则、注意事项及选用举例

正如前文指出的，应该注意高锰钢工件所适应的工况条件并合理使用高锰钢。普通高锰钢的耐磨特性只有在高冲击负荷的工作条件下才能表现出来，在低冲击或无冲击、低应力磨料磨损的情况下，其耐磨性能很难得到发挥，那时，它甚至不如许多普通的材料耐磨。因此，不能把高锰钢作为万能的耐磨材料滥用，否则将造成很大的浪费，也影响生产效率。前文已述，为了适应不同工况条件的需要，并提高高锰钢的耐磨性能，曾开发了一系列改进型及合金化的锰钢，其中包括低锰、中锰、超高锰、高碳高锰以及合金化的高锰钢。例如，用以提高其在低冲击磨损条件下耐磨性的GTMn-A与GTMn-B；适用于壁厚大、结构复杂、易产生裂纹铸件的低碳高锰钢75Mn13、介稳奥氏体锰钢50Cr2Mn14、60Cr5Mn12、55Cr5Mn9等；将锰质量分数降至6%～9%的Mn6Mo、Mn9Cr2中锰钢，在低冲击磨损情况下，耐磨性可超过高锰钢；将锰碳比加大到17、用于制造经受强冲击磨损的超高锰钢。在锰钢中加入铬、钼、钛、钒、铜、硼、镍、铌、稀土等元素的合金化锰钢的牌号也是很多的。表13.9-9中列出了一些改进型高锰钢与合金化高锰钢的主要化学成分与相对耐磨性的数据。由表13.9-9中所列数据可以看出。许多工况条件下，采

表13.9-9　改进型高锰钢与合金化高锰钢的化学成分以及相对耐磨性

分类		牌号	主要化学成分（质量分数）/%			用途	耐磨性 M/Mo
			C	Mn	其他		
普通高锰钢		Mn13	0.90～1.5	11～14			Mo＝1
改进型高锰钢	低锰	Mn5 Mn6	1.28 1.0～1.8	5.31 ～6		颚板	1.15～1.3
	中锰	Mn7 Mn8	0.92～1.3 1.0～1.8	6.6～7.2 ～8		颚板	1.15～1.3
	超高锰	Mn25	1.4～1.6	24～28			
	高碳高锰	GTMn-A	1.78	11.6		衬板	3.8
	高碳中锰	2Mn8	1.75～1.85	7.7～8.3		颚板	2
合金化高锰钢	单一合金化	Mn13RE Mn13Nb Mn13V Mn13Cr Mn15Mo 2Mn10Ti	1.13 1.0～1.4 1.1～1.4 1.0～1.4 1.30 1.60	13.15 10～14 10～14 12～14 15.0 10	RE0.015～0.052 Nb0.07～0.1 V1.2～2 Cr1.5～2.5 Mo1.20 Ti1.10	铲齿 衬板 打击板	1.2～1.3 1.3～1.8 1.3

续表 13.9-9

分　类		牌　号	主要化学成分（质量分数）/%			用　途	耐磨性 M/Mo
			C	Mn	其他		
合金化高锰钢	复合合金化	Mn13TiRE	0.9～1.4	～13	RE0.2，Ti0.2		3.2～3.7
		Mn13VTi	1.2～1.4	11～14	V0.3～0.5 Ti0.06～0.15		1.86～3.3
		Mn13CrTi	1.51	13.36	Cr2.20，Ti1.32	衬板	＞1.50
		Mn13MoTi	1.24～1.31	12.5	Mo0.05～1.02 Ti0.018～0.25		
		Mn6CrMo	1.1～1.25	5.3～6.5	Cr1.5～2.0 Mo1.0～1.2		
		Mn13RCrTi	1.5～1.9	8～12	RE0.016 5，Cr1.8～2.2， Ti0.2～0.4	锤头	1.53
		Mn13VMoTi	1.26～1.35	11.6～13.9	V0.31～0.43， Mo0.7～0.8， Ti0.1～0.2	铲齿	1.7～2.7
		Mn13CuBMo	0.9～1.3	10～14	Cu1.0～3.5， Mo＜0.6， B0.01～0.03	衬板	1.50
		Mn13AlCrVTi	0.8～1.5	8～13.5	Al0.05～1.2， Cr1.0～1.7 V0.01～0.5， Ti0.01～0.2		
		Mn7CuNCrMoV	0.6～0.8	6～8	Cu0.2～0.5， N0.01～0.06，Cr2～4， Mo0.2～0.6， V0.1～0.15		2～2.3
		Mn13NCrVNbTi	0.7～1.2	11～14	N0.5～0.65， Cr0.5～2，V0.1～0.5， Nb0.1～0.3， Ti0.2～0.6		
		Mn13RCuCaNiCrMo	0.9～1.25	10.5～14	RE0.01～0.05， Cu0.1～0.3， Ca0.001～0.015， Ni0.1～1， Cr0.1～0.15， Mo0.1～1		

用改进型高锰钢或合金化高锰钢，可以进一步提高高锰钢的耐磨性能。在两次全国评比中，加钒、钛高锰钢钢件的耐磨性要比标准高锰钢钢件的提高 30%～100%。图 13.9-5 和图 13.9-6 示出在铲齿与齿板装机对比试验中，钒钛合金化高锰钢与标准高锰钢的磨耗（挖掘量、轧石量）比较。表 13.9-10 为不同成分的高锰钢用作 4.6 m^3 电铲铲齿时的相对耐磨性。

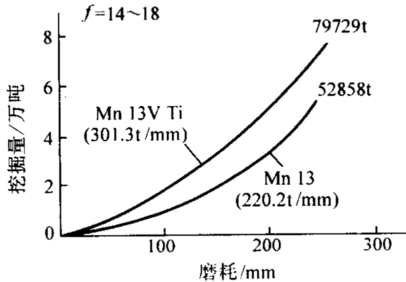


图 13.9-5　在马鞍山进行的铲齿对比试验

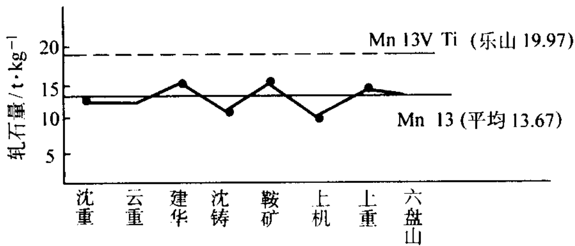


图 13.9-6　标准高锰钢与钒钛高锰钢齿板对比试验

表 13.9-10　不同成分的高锰钢用作 4.6 m^3 电铲铲齿时的相对耐磨性

化学成分（质量分数）特点/%	以 5 个铲齿为一套的套数	磨损强度 /μm·个⁻¹	相对耐磨性
P0.07～0.09 Ti0.05～0.10	30	6.3～7.0/6.61	100

续表 13.9-10

化学成分（质量分数）特点/%	以5个铲齿为一套的套数	磨损强度 /μm·个$^{-1}$	相对耐磨性
P0.02～0.05	27	4.4～4.8/4.58	144
P0.02～0.05 Ti0.05～0.10	3	3.4～3.5/3.43	193
P0.02～0.05 Ti0.05～0.10 V0.2～0.3	7	3.2～3.3/3.25	203

表 13.9-11 为不同碳含量和锰含量及含铬或钼的锰钢凿削磨损试验的相对耐磨性。高锰钢等耐磨材料在颚式破碎机上承受凿削磨损时的相对磨损率见表 13.9-12。

表 13.9-11　锰钢凿削磨损对比试验

锰钢牌号	碳质量分数/%	破碎机齿板的相对磨损率	用刚玉砂轮时的相对磨损率
12Mn	1.00 1.24 1.25 1.27	0.279 0.212 0.207	0.28
12Mn-2Cr	1.18 1.21 1.27	0.249	 0.29 0.27
12Mn-1Mo	0.90 0.97 1.23 1.28	 0.291 0.209 0.200	0.40
6Mn-1Mo	1.27 1.36	0.192	 0.23
12Mn-2Mo	1.07 1.17 1.30 1.35	0.253	 0.30 0.30 0.27

注：以基准试样 260HB 的 T-1A 钢相对磨损率为 1.0。

表 13.9-12　颚式破碎机凿削磨损的相对磨损率

材　料	原始硬度 HV	相对磨损率
T1 淬火回火钢 260HB	276	1.0
正火钢	430	0.55
12Mn-2Mo (1.03C) 1）爆炸硬化 2）淬火	 440 240	 0.27 0.23
12Mn（1.13C）淬火	220	0.19
中锰钢 1）爆炸硬化 2）淬火	 490 265	 0.17 0.16
硬化的 Calloy 合金	690	0.095
镍硬Ⅳ型	715	0.080
27Cr 白口铸铁	810	0.044
镍硬Ⅰ型	680	0.044
15Cr-3Mo 白口铸铁	925	0.020

注：Calloy 合金为经特殊热处理后，得到马氏体、碳化物组织的中锰钢。

2　非合金（碳素）钢的耐磨性能

由于非合金（碳素）钢价格便宜、货源充分，且经过适当的热处理后仍具有一定的抗磨损性能，故在耐磨钢的领域中仍占有一席之地，年消耗量仍然是可观的。其中以中、高碳钢居多。非合金（碳素）钢中的碳含量、显微组织、硬度等因素对其耐磨性能的影响，因使用（或试验）条件、磨损类型的不同，而存在差异。

2.1　非合金（碳素）钢的抗磨料磨损性能

当显微组织一定时，亚共析碳素钢的耐磨性一般是随碳含量的增加而提高。而对于过共析碳素钢，这种趋向则不明显。如果显微组织不同，碳对耐磨性的影响就不存在这种趋向。在硬度相近时，珠光体组织有较好的抗磨料磨损的耐磨性。影响珠光体非合金（碳素）钢耐磨性的显微组织参数有珠光体的体积百分数、珠光体片的粗细和平均自由程等。一般来说，这些参数对耐磨性是综合起作用的，很难单独评定某个参数的作用。钢中的碳（包括锰、硅）含量、加热温度、保温时间和冷却速度对珠光体显微组织参数具有直接影响，因而对非合金（碳素）钢的耐磨性起作用。碳直接影响珠光体的体积百分数，所以它对耐磨性的影响最明显。碳含量的高低通过对基体组织、碳化物的含量、形态和分布以及钢的基体硬度和韧性等的影响，而影响耐磨性。珠光体型非合金（碳素）钢的耐磨性一般是随珠光体的体积百分数的增加而提高。珠光体片越细，则耐磨性越好，反之，铁素体的平均自由程越大，钢的耐磨性越低。一般来说，在硬度相近的情况下，片状珠光体的耐磨性优于球状珠光体，甚至优于回火马氏体。此外，非合金（碳素）钢的耐磨性还在很大程度上取决于磨料的性质、几何形状和磨损条件。

2.1.1　两体磨料磨损

40 号钢分别在 860℃和 875℃奥氏体化后，部分试样淬入碱水溶液后再于 500～720℃回火，部分试样奥氏体化后进行空冷和以不同速度随炉冷却，和在 500～600℃下进行等温处理，得到不同的珠光体体积百分数。在两体磨料磨损条件下进行磨损试验。磨料为 62 μm 的 SiC 砂纸、载荷为 10 N，滑动速度为 3.0 cm/s。磨损试验结果如图 13.9-7 所示。

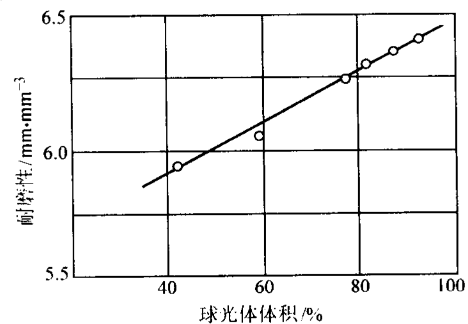


图 13.9-7　40 号钢的珠光体量对耐磨性的影响

不同碳含量的非合金（碳素）钢淬火后，在不同温度进行

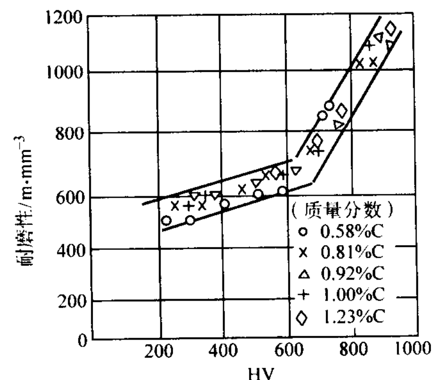


图 13.9-8　不同碳含量的碳素钢，经淬火进行不同温度回火后的硬度与耐磨性的关系

回火的试样，在销盘式磨损试验机上进行磨损试验，磨料为 37 μm 的 SiC 砂纸，磨损试验结果如图 13.9-8 所示。图 13.9-7 的试验结果表明，钢的耐磨性随珠光体的体积分数的增加而提高，两者具有良好的线性关系。图 13.9-8 的结果表明，在单一的两体磨料磨损条件下，随着硬度的提高，非合金（碳素）钢的耐磨性提高。

2.1.2 三体磨料磨损

高碳钢（质量分数为 0.9%C）锻成 ϕ50 mm 钢球，经 870℃正火处理、其组织为细片状珠光体。另一部分钢球经 815℃水淬，不同温度回火，其组织为回火马氏体和球状珠光体，使用这 3 种不同组织的钢球同在 ϕ3.05 m × 3.05 m 球磨机上湿磨铜矿石，950 h 后取出，测定其体积磨损，以铬钼钢钢球的体积磨损作为比较值。磨损数据列于表 13.9-13 中。由表 13.9-13 可以看出，在钢球硬度相近时，珠光体钢

表 13.9-13 不同热处理（不同组织）质量分数为 0.9%C 钢球的磨损比

热 处 理	显微组织	硬度 HRC	钢球平均磨损比
870℃正火	珠光体	36.6	160.8
815℃淬火，440℃回火	回火马氏体	50.5	160.5
815℃淬火，535℃回火	回火马氏体	46.5	164.6
815℃淬火，650℃回火	球状珠光体	33.6	184.0

的磨损比小于球状珠光体钢（淬火、650℃回火），即珠光体钢具有较优的耐磨性。回火马氏体钢球虽然硬度较高，但耐磨性与珠光体钢相近。

在橡胶轮磨损试验机上对 3 种非合金（碳素）钢进行磨损试验。一种是经过正火处理的质量分数为 0.91%C 高碳钢，显微组织为细片状珠光体，另两种质量分数分别为 0.78%C 和 0.33%C，经过油淬、分别回火的马氏体钢。采用相似粒度的石英砂作为磨料，在湿砂、干砂和新破碎的石英砂（具有棱角）的条件下进行磨损试验，其试验结果见表 13.9-14。由表 13.9-14 可以看出，无论显微组织是细片状珠光体或回火马氏体，使用干砂所引起的磨损都明显地大于使用湿砂，使用新砂造成的磨损更比干砂或湿砂磨损大 1 个数量级。这说明，磨料的几何形状和磨损条件对钢的磨损行为有决定性影响。同时，由表 13.9-14 也可看出，回火马氏体钢的硬度虽然高于珠光体钢，其耐磨性反而较低。高碳回火马氏体钢由于具有较多的渗碳体型碳化物分布于基体中，所以其耐磨性优于低碳回火马氏体钢。

表 13.9-14 碳含量不同的碳钢的三体磨料磨损

碳含量 /%	显微组织	硬度 HRC	体积磨损/mm³		
			湿砂	干砂	新砂
0.91	细片状珠光体	30	9.5	33.8	397.5
0.78	回火马氏体	44	11.5	43.6	422.3
0.33	回火马氏体	45	15.2	62.4	507.0

采用碳质量分数分别为（%）：0.16、0.37、0.65、1.20 的钢样。不同碳含量的一组试样经过奥氏体化油淬后分别在 670℃下回火 30 min、1 h、3 h 和 7 h，其显微组织为球状碳化物分布于铁素体基体中；另一组试样经过奥氏体化后，分别在 650℃和 675℃下进行等温处理，其显微组织为珠光体。两组试样皆在滚筒试验机中进行试验，磨料为 50 ~ 105 μm 的石英砂。试验结果如图 13.9-9 和图 13.9-10 所示，从该两图中可看出，回火时间较短时，碳含量较高的淬火马氏体钢的磨损失重较大，其硬度虽然较高，但由于马氏体中固溶碳量较多，引起材料变脆，以致耐磨性变坏。且高碳马氏体在相变时产生的内应力较大，在磨损过程中更容易促成裂纹形核和裂纹扩展、因而使磨损加速。所以，硬而脆的高碳马氏体钢的磨损失重较大。碳含量较低者，在奥氏体化后淬火，可以转变为板条状马氏体，具有较高的强度及良好的塑性和韧性，因此耐磨性得到改善。随着回火时间的延长，硬度和内应力逐渐降低，材料的强度与韧性配合较好，磨损失重相应减小。回火时间继续延长，铁素体基体因碳的进一步析出

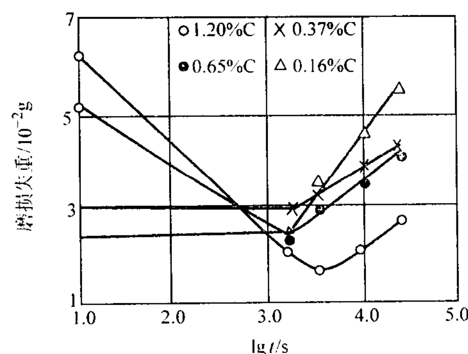


图 13.9-9 碳含量不同的钢的回火时间对磨损失重的影响

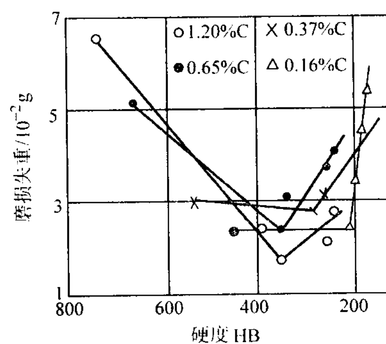


图 13.9-10 碳含量不同的钢的硬度与磨损失重的关系

而变软，碳化物不断聚集和长大，韧性虽得到改善，但强度和硬度大幅降低，磨损失重因而加大。

经过 675℃或 650℃等温处理的碳含量不同的非合金（碳素）钢，珠光体量随碳含量的提高而增加，其耐磨性也得到改善。亚共析钢在 650℃等温转变后，珠光体片较细、游离铁素体较少、所以这种钢的耐磨性是随等温处理温度的降低而提高的。过共析钢在等温转变温度较低时，先共析碳化物量减少，珠光体片变粗。因此，过共析钢在 650℃下进行等温处理，其耐磨性反而降低，其试验结果如图 13.9-11 所示。

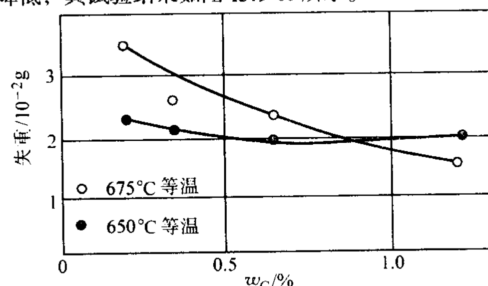


图 13.9-11 珠光体钢的碳含量和等温处理温度与磨损失重的关系

2.2 非合金（碳素）钢的抗黏着磨损性能

在金属摩擦副黏着磨损的条件下，非合金（碳素）钢的耐磨性与珠光体的体积分数的关系与磨料磨损相似。表 13.9-15 和图 13.9-12 是 14 种化学成分的珠光体钢的磨损试验结果，其总的趋势是，珠光体量越大，磨损率越小。平均自由程对珠光体钢的耐磨性有显著影响。铁素体的平均自

由程越大，钢的耐磨性越低。表13.9-15所列14种化学成分的珠光体钢，其平均自由程与磨损率的关系见图13.9-13。

表13.9-15　珠光体钢的化学成分、硬度和磨损率

序号	主要化学成分（质量分数）/%			硬度 HV	磨损率 /$10^{-2}mm\cdot cm^{-1}$
	C	Mn	Si		
1	0.30	0.54	0.28	175	9.9
2	0.32	1.01	0.30	271	9.5
3	0.32	1.60	1.10	202	4.7
4	0.34	1.02	1.83	261	5.7
5	0.34	1.03	1.09	323	6.4
6	0.50	0.52	1.84	244	5.1
7	0.51	1.50	0.29	221	2.7
8	0.52	1.08	1.13	289	2.5
9	0.68	1.03	1.83	257	0.5
10	0.70	1.50	1.08	222	0.5
11	0.71	1.49	1.86	245	0.4
12	0.71	1.01	1.09	258	0.5
13	0.74	0.59	1.07	337	1.7
14	0.79	1.01	0.27	304	2.0

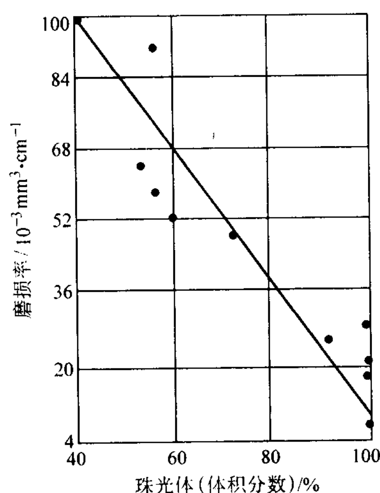


图13.9-12　碳含量不同的钢的珠光体体积分数对黏着磨损率的影响

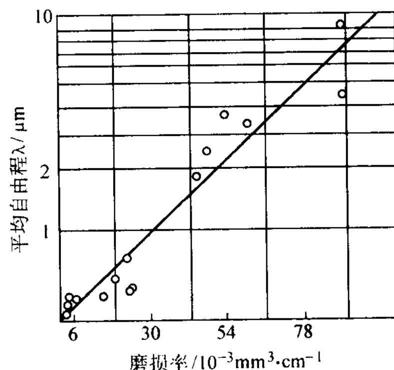


图13.9-13　珠光体钢的平均自由程与磨损率的关系

2.3　非合金（碳素）钢的抗冲蚀磨损性能

在冲蚀磨损条件下，非合金（碳素）钢的耐磨性与其碳含量和显微组织的关系，同磨料磨损有相似之处。在亚共析钢中，冲蚀磨损失重随碳含量的提高而减少，但当碳含量超过共析成分时，磨损失重反而会因碳含量的提高而增大。具有珠光体组织的非合金（碳素）钢的抗冲蚀磨损能力较好。非合金（碳素）钢经过预先冷加工，对于抗冲蚀磨损是不利的。磨料的硬度和几何形状对钢的冲蚀磨损起着重要作用。磨料硬度越高、颗粒越尖锐，将造成钢的磨损加快。磨料对钢的冲击角度和磨料的运动速度对钢的磨损也有一定的影响。一般认为，磨料对钢的冲击角度为30°时，常会引起最大的冲蚀磨损。软磨料造成的磨损是很小的。但当磨料硬度大于700HV时，所造成的冲蚀磨损率几乎没有差别。可以认为，金属硬度与磨料硬度之比存在一个临界值。小于此临界值时，即使提高磨料硬度，冲蚀磨损率也不会加大。

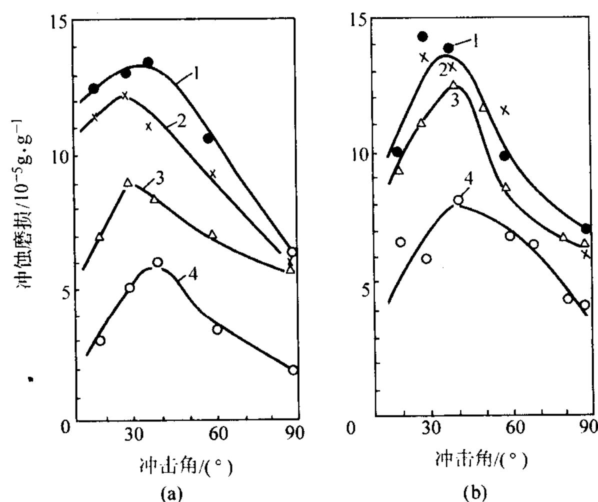


图13.9-14　不同磨料和冲击角对钢的冲蚀磨损的影响

(a) 1—80钢水淬，30 μm Al_2O_3；2—80钢正火，30 μm Al_2O_3；3—80钢水淬，380 μm灰渣；4—80钢水淬，40 μm灰渣

(b) 1—50钢水淬，30 μm Al_2O_3；2—50钢正火，30 μm Al_2O_3；3—50钢水淬，380 μm灰渣；4—50钢水淬，40 μm灰渣

用平均尺寸为40 μm和380 μm的煤灰渣（成分质量分数为：45% SiO_2，23% Al_2O_3，10% Fe_2O_3，6% CaO，2.5% MgO）以及平均尺寸为30 μm的Al_2O_3对50号钢（1050）和80号钢（1080）进行冲蚀磨损试验。用氩气喷吹磨料。磨料对试样的冲击角为10°～90°。在喷吹速度一定时，中碳钢和高碳钢的冲蚀磨损随磨料冲击角的变化而变化。当冲击角为30°～35°时，煤灰渣或Al_2O_3对正火、淬火中碳钢和高碳钢的冲蚀磨损都最大。试验结果如图13.9-14所示。Al_2O_3对钢的冲蚀磨损比煤灰渣大。经过正火的高碳钢、抗冲蚀磨损能力优于淬火马氏体钢。正火或淬火处理的中碳钢对Al_2O_3的冲蚀磨损失重几乎没有什么差别。

当冲击角为90°时，以灰渣和Al_2O_3磨料对50号钢和80号钢进行冲蚀磨损，随着冲击速度的加大，钢的冲蚀磨损失重呈直线式增加。

表13.9-16列出了不同类型的磨料对冷轧低碳钢质量分数（0.2%C）冲蚀磨损影响的数据。冲蚀磨损的试验参数为：磨料的冲击速度为80 m/s；环境温度为室温；磨料粒度为180～250 μm，具有棱角；钢粒具有棱角，钢丸则为光滑的球体，两者的尺寸平均为100 μm。由表13.9-16可以看出，在同样的冲蚀磨损条件下，有棱角的钢粒的冲蚀磨损率比光滑的钢丸几乎大3倍。

表 13.9-16 磨料类型对冷轧低碳钢冲蚀磨损的影响

磨 料	密度 /g·cm⁻³	硬度 HV	冲蚀磨损率/$10^{-4}g \cdot g^{-1}$	
			冲击角 $\alpha=30°$	冲击角 $\alpha=90°$
方解石（$CaCO_3$）		115	0.03	—
磷灰石（$Ca_5(PO_4)_3$）		300	0.50	0.30
石英（SiO_2）	2.7	700	3.0	1.60
刚玉（Al_2O_3）	4.0	1 900	2.60	1.40
碳化硅（SiC）	3.2	3 000	3.30	1.90
不规则的钢粒	7.9	150	5.30	—
钢丸	7.9	150	1.40	—

2.4 石墨耐磨钢

非合金的石墨钢是一种适于铸造成形的高碳耐磨钢。其化学成分质量分数范围为（%）：1.25～1.45C；1.00～1.25Si；0.30～0.50Mn；S、P≤0.03。其铸态组织为珠光体和二次网状渗碳体。铸件需经石墨化处理，石墨化温度一般为950～980℃。在此温度下，渗碳体大部分分解，形成点状（球团状）或片状石墨。然后经过淬、回火热处理，提高其基体的硬度和韧性。石墨钢在性能上保持了钢的一些特点，又因石墨的存在，提高了材料的减震性、自润滑性能和切削性能，同时，还能降低材料的缺口敏感性。有些工厂用它来制造球磨机衬板、冲模、输煤机溜槽、砂斗闸门以及一些属于黏着磨损的工件，取得了良好的效果。

2.5 非合金（碳素）耐磨钢的钢号、加工及用途

非合金（碳素）耐磨钢皆采用通用的非合金（碳素）结构钢或非合金（碳素）工具钢钢号，并没有专用的钢号系列。它们以锻、轧方式生产的居多。根据其用途与使用效果确定适宜的热处理、焊接等工艺制度。

在农业机械中的犁铧、犁壁及旋耕机刀片等，铁路钢轨，磨矿介质的钢球和钢棒，筛分破碎矿石的振动筛等，仍大量采用非合金（碳素）钢制造。其中有的经过正火或淬、回火的，也有的是经过等温处理的。

3 耐磨合金铸铁

耐磨合金铸铁可简单地分为两大类。一类主要是通过减摩来提高耐磨性的减摩铸铁，主要用于制造机床、汽缸等机械中基本上是产生黏着磨损的部件或零件的。另一类是通过合金化和热处理来提高铸件的强韧性和耐磨性的耐磨合金铸铁，例如镍硬铸铁、高铬铸铁、奥贝球铁等。工业生产上应用白口铸铁已有一百多年的历史。普通白口铸铁的主要优点是生产成本低廉，而且可以在化铁炉中熔炼，缺点是延性很低、很脆，耐磨性也差。因此，在工业中应用并不广泛。20世纪30年代初期，国外发展了镍硬白口铸铁，即在普通白口铸铁中加入质量分数为3%～7%镍（及铬、钼等元素），其耐磨性得到提高，但仍然很脆。其后，美国发展了高铬白口铸铁，法国研制了铬钒白口铸铁，英国、加拿大发展了含锰、铜、铬、钼的多元合金白口铸铁，前苏联、日本研制了高钒（质量分数为6%～12%钒）和高钨（质量分数12%～20%钨）白口铸铁。近年来，我国将分别或同时加入磷、铜、钛、钒、硼、钨、铌、锰、及稀土合金元素的铸铁件用于生产，取得了良好的效果。同时，我国在高铬铸铁和球铁的开发和生产方面也取得了较大进展。

3.1 减摩铸铁

3.1.1 钒钛铸铁

钒钛铸铁中的钒、钛元素与碳、氮形成钒钛碳氮化合物，呈细小的硬质点分布于基体组织上，提高了铸铁的减摩性能。钒钛铸铁的化学成分和力学性能见表13.9-17。采用刻痕法进行耐磨性试验，即在机床导轨或台面上刻痕，磨损量以刻痕深度减少量来表示。在正常生产的机床上刻痕，隔一段时间后进行测量。试验结果表明，经过48～52个月的工作，用钒钛铸铁制造的工作台与回转台比H300铸铁的耐磨性提高91%～259%。与用HT30～54制造的工作台和回转台比较，钒钛铸铁的耐磨性提高171%。

3.1.2 铌铸铁

铌铸铁可作为制造内燃机和汽车发动机缸套、活塞的材料。铸铁添加铌后，常规力学性能有显著提高，高温性能也有显著改善。表13.9-18为铌铸铁的化学成分和力学性能。

根据铌铸铁汽车发动机缸套实际装机测试结果，在行驶5万至8万公里后，距汽缸顶面以下10 mm、65 mm、125 mm处的最大平均磨损量，铌铸铁缸比硼铸铁或硼钛钒铸铁缸减小20%以上，有的甚至减小100%以上。

3.1.3 硼铸铁

硼铸铁的化学成分与力学性能见表13.9-19。当硼含量w_B为0.04%～0.08%时，硼铸铁的综合力学性能最佳。磨损试验结果也表明，在上述的硼含量范围内，才能保证试样具

表 13.9-17 钒钛铸铁的化学成分和力学性能

序号	化学成分（质量分数）/%						
	C	Si	Mn	P	S	V	Ti
1	3.2～3.5	1.4～1.8	0.5～0.8	≤0.2	≤0.12	0.22～0.28	0.05～0.15
2	3.4～3.7	1.4～1.8	0.4～0.6	≤0.2	≤0.12	0.3～0.4	0.1～0.25

序号	力学性能				
	σ_b/Pa	σ_{bb}/Pa	f（跨距300 mm）/mm	硬度HB	A_K/J
1	280～325	500～710	3.1～4.3	197～217	0.7～0.9
2	240～315	460～640	2.7～4.2	180～207	0.7～0.9

表 13.9-18 铌铸铁的化学成分和力学性能

化学成分（质量分数）/%							力学性能			
C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	σ_b/Pa	σ_{bb}/Pa	A_K/J	HB
3.2～3.5	2.2～2.4	0.8～1.2	0.3～0.5	<0.1	0.3～0.5	0.3～0.5	245～270	430～480	2.5～4.0	210～240

表 13.9-19 硼铸铁的化学成分与力学性能

化学成分（质量分数）/%						力学性能			应用
C	Si	Mn	P	S	B	σ_b /Pa	σ_{bb} /Pa	HB	
3.1～3.3	1.7～1.9	0.6～0.8	0.25～0.35	≤0.12	0.04～0.08	250	470	—	中小型柴油机缸套
3.2～3.4	2.1～2.3	0.8～1.0	0.3～0.4	<0.1	0.04～0.06	—	—	190～240	缸套

有较小的磨损量。表 13.9-20 为远洋货轮主机，直径为 750 mm 的活塞环，使用 1 000 h 后，硼铸铁与灰铸铁件最大磨损量的对比。由表 13.9-20 可以看出，硼铸铁活塞环的最大磨损量大多数比灰口铸铁的要小 1 倍。硼铸铁用于大型远洋货轮的 ϕ270 mm×420 mm 缸套，在航行 4 200 h 后，最大平均磨损量为 0.073 mm，而在相同条件下一种耐磨铸铁的最大平均磨损量为 0.115 mm（后者比硼铸铁件的磨损量要大 36%）。

表 13.9-20 活塞环的最大磨损量 mm·（1 000 h）$^{-1}$

活塞环号 / 活塞环材料	1	2	3	4	5	6
硼铸铁	1.0	0.5	0.2	0.15	0.2	0.2
灰口铸铁	2.0	0.9	0.5	0.4	0.4	0.45

硼铸铁可用于生产气阀导管、气阀座、闸瓦、活塞环，也可以代替镍铬合金铸铁制造轧辊，还可以代替渗碳钢或冷硬铸铁制作凸轮轴。

3.1.4 高磷铸铁

磷质量分数大于 0.3% 的灰铸铁称为高磷铸铁。磷共晶具有良好的减摩作用，因为磷共晶具有很高的硬度（600～750HV）。在多数情况下，要求得到二元磷共晶，而不希望产生三元磷共晶，因为后者极脆，容易脱落成为磨料，而使工件磨损加剧。为此，必须控制铸铁的成分、液体的形核能力和冷却速度。将磷质量分数控制在 0.4%～0.7%，磷当量控制在 3.7%～3.9%，并经有效的孕育处理，可得到具有细小共晶团的断续状均匀分布的二元磷共晶。在高磷铸铁的基础上加入适量的铜和钛，进行合金化处理，可改善铸造性能和力学性能。高磷铸铁与磷铜钛铸铁的化学成分，力学性能及应用举例见表 13.9-21。

表 13.9-21 高磷铸铁、磷铜钛铸铁的化学成分和力学性能及应用

类 别	化学成分（质量分数）/%							力学性能				应用举例
	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ti	σ_b /Pa	σ_{bb} /Pa	f（跨距300mm）/mm	硬度 HB	
高磷铸铁	2.9～3.2	1.4～1.9	0.5～1.0	≤0.12	0.4～0.7			200～300	400～540	2.8	170～251	车床、铣床、镗床、磨床、龙门刨床
磷铜钛铸铁	2.9～3.2	1.2～1.7	0.5～0.9	≤0.12	0.35～0.60	0.6～1.0	0.09～0.15	200～300	400～540	2.8	170～251	高精度机床，易磨损小型机床

3.2 低、中合金白口铸铁及镍硬铸铁

白口铸铁由于硅含量低、显微组织中不会出现游离石墨，凝固后为渗碳体型碳化物和奥氏体，在随后冷却到室温的过程中奥氏体转变为珠光体。所以，普通白口铸铁的显微组织是珠光体基体上分布着网状碳化物，硬度一般为 40～50HRC。提高硬度及耐磨性的方法之一是加入合金元素，以延缓奥氏体向珠光体的转变，而使其在冷却过程中转变为马氏体，同时，一部分合金元素与碳结合形成碳化物。合金白口铸铁种类很多，各国的通常做法是结合本国的资源条件来发展品种。本文仅简单介绍锰、钨、硼、钒及镍硬铸铁的一些情况。

3.2.1 普通白口铸铁

这类铸铁的铸态组织由珠光体和渗碳体组成。渗碳体型碳化物硬度低，且呈连续网状分布，脆性大。因此，这类白口铸铁只适于在承受较低载荷和磨损不强烈的工况下使用，例如犁铧、磨粉机磨辊、叶片、磨球、磨棒等。普通白口铸铁的生产工艺简单，成本低，可以用化铁炉熔化和用硬质合金刀具进行加工，但易产生铸造缺陷。

常用普通白口铸铁的成分（质量分数）范围为（%）：2.2～3.8C，0.4～2.0Si，0.15～1.4Mn，0.3～2.0Cr，0.1～1.4Mo，0.3～1.1Ni，0.02～0.6Ti，0.1～0.3Al。Cr、Mo、Ni、Ti、Al 等根据需要加入。S 作为杂质时，一般质量分数小于 0.1%。P 作为杂质时，一般质量分数小于 0.1%～0.3%，作为合金元素的加入量（质量分数）为 0.14%～0.5%。铸态普通白口铁的硬度为 45～55HRC，经过热处理可以达到 59HRC。

3.2.2 锰白口铸铁

锰白口铸铁是以锰为主要合金元素，辅以一定量的其他元素而组成的抗磨铸铁。锰质量分数低于 5% 时的基体为珠光体，锰质量分数为 5%～10% 时的基体为珠光体＋奥氏体，锰质量分数大于 10% 时的基体为奥氏体。碳化物为渗碳体型。变质处理可以改变碳化物的形态，而基体组织可通过合金化和热处理来控制。

锰白口铸铁的化学成分（质量分数）范围为（%）：2.4～3.8C，1.0～4.0Si，2.2～12Mn。根据需要还可加入质量分数（%）：0.8～1.5Cu，0.3～5.25Cr，0.5～2.0Mo 及钨、铈、钛等元素。还可用稀土氧化物、稀土镁、FeSi＋Fe－V 等进行变质处理。选择适当化学成分的锰白口铸铁，并经过热处理，可以使这种白口铸铁的硬度达到 62～66HRC。例如，化学成分（质量分数）为（%）：2.4～2.6C，1.0～1.2Si，2.2～2.5Mn，1.2～1.5Cu 的锰白口铸铁，经过 Re_xO_y 变质处理，在 760～780 ℃加热后淬火＋180～200 ℃回火后，显微组织为马氏体＋断续网状碳化物，硬度为 62～66HRC，抗弯强度为 418～445 Pa，冲击吸收功为 4～5 J。这种铸铁可用来制造抛丸机叶片。

在相同条件下，高锰铸铁的加工硬化能力比高锰钢要好。几种高锰铸铁（质量分数为 3.7%～4.0%C，10～12 %Mn，1.6～3.5%Si，0.7～25%Mo）在砂浆中进行磨料磨损试验，结果表明，其耐磨性均优于高锰钢。

高锰白口铸铁可用来制造杂质泵泵体、磨球、犁铧、履带、制砖用切刀以及一些属于冲击磨料磨损的零件。

3.2.3 钨白口铸铁

钨白口铸铁的组织和性能随着钨含量的变化而变化。当碳质量分数小于4%，钨质量分数小于30%时，可形成(Fe，W)$_3$C、(Fe，W)$_{23}$C$_6$ 及 (Fe，W)$_6$C 等3种碳化物。碳化物的形态因碳化物类型、钨含量及一次结晶冷却速度不同而变化。钨白口铸铁分为低钨（钨量 w_M 小于10%）、中钨（钨质量分数大于10%小于20%）和高钨（钨质量分数大于20%）3种。

钨白口铸铁的主要化学成分（质量分数）范围为（%）：2.4～3.3C，0.6～1.2Si，0.5～6.0Mn，1.2～28W，有的还含有2.5%～6.0%Cr及0.8%～3.0%Cu。金相组织：经过淬回火（例如，900℃油淬，200℃回火）后为马氏体＋碳化物。宏观硬度为59～67HRC。

图13.9-15是在小型球磨机里，钨白口铸铁与其他材料磨球的磨损试验结果比较。磨料为石英砂、磨球直径为22 mm。图13.9-16为冲蚀蚀磨损条件下，钨白口铸铁与其他材料的磨损试验结果。冲蚀磨损试验是在模拟杂质泵上进行的，叶轮直径为150 mm，转速为830 r/min，介质为水和砂混合，比例为1∶1，pH为7，磨损时间为8 h。钨含量对磨损失重率的影响如图13.9-17所示，试验条件同图13.9-15。

曾采用化学成分（质量分数）为（%）：2.0～2.5C，＜1.2Si，＜0.8Mn，25～28W，1.5～2.5Cr，＜1.0S，＜1.0P的钨白口铸铁制造抛丸机叶片。经过淬、回火处理后，

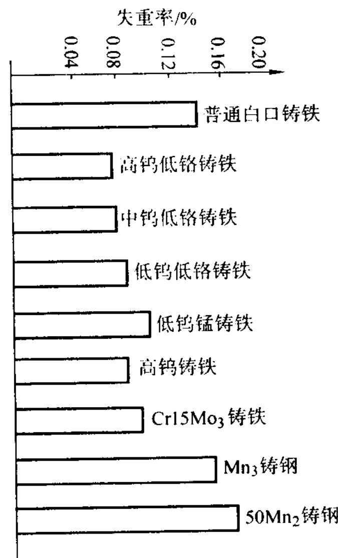


图13.9-15 钨白口铸铁与其他材料磨球磨损失重的比较

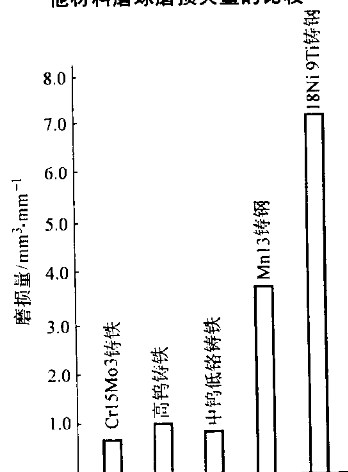


图13.9-16 钨白口铁与其他材料冲蚀磨损比较

金相组织为马氏体＋碳化物，宏观硬度为65HRC，这种钨白口铸铁叶片的使用寿命是Cr$_4$ 稀土抛丸机叶片的6～7倍。

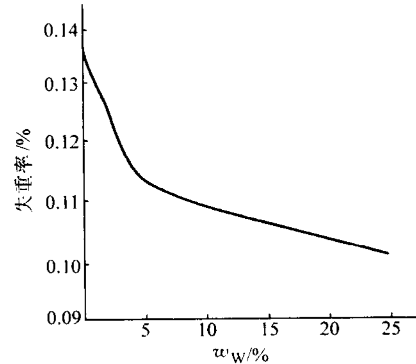


图13.9-17 钨含量对磨损失重的影响

3.2.4 硼白口铸铁

硼白口铸铁是一种以硼为主要合金元素的低合金铸铁。其铸态金相组织为珠光体、马氏体、奥氏体和连续网状碳化物。硼白口铸铁的化学成分（质量分数）范围为（%）：2.2～3.2C，0.8～1.2Si，0.5～1.0Mn，0.14～0.55B，0.8～1.2Cu，0.6～0.8Mo。有的还加入1.0%～2.0%Re、0.1%～0.3%Al或0.1%～0.5%Nb、0.02%～0.08%N。通过900℃油淬后，硼白口铸铁的硬度可达到63～65HRC，冲击吸收功为3.0～5.0 J抗弯强度为620～670 Pa。硼白口铸铁在MLD－10冲击磨损试验机上与普通白口铸铁及镍硬铸铁的对比试验结果见表13.9-22。磨料为2.0～3.5 mm的石英砂、冲击次数为4 000次，下试样转速为200 r/min。在司柯达对辊式磨损试验机上的试验结果见表13.9-23，磨轮转速为800 r/min、总转数为2 000转。由表13.9-22及表13.9-23可见，硼白口铸铁的冲击磨料磨损与对辊式磨损的相对耐磨性均明显优于普通白口铸铁和镍硬铸铁。

表13.9-22 硼白口铸铁冲击磨损试验的相对耐磨性

类　别	冲击吸收功/J	0.49	0.97	2.01	2.96	3.92
普通白口铸铁	（铸态）	1.0	1.0	1.0	1.0	—
镍硬铸铁	（回火）	1.60	1.55	1.78	1.90	1.0
硼白口铸铁	（油冷＋回火）	6.85	5.13	3.40	3.18	1.56
硼白口铸铁	（风冷＋回火）	2.78	3.29	3.79	4.11	2.08

表13.9-23 硼白口铸铁在不同负荷下对辊式磨损的相对耐磨性

类　别	负荷/N	50	100	150
普通白口铸铁	（铸态）	1.0	1.0	1.0
镍硬铸铁	（回火）	2.86	2.94	2.73
硼白口铸铁	（油冷＋回火）	7.71	8.43	6.79

3.2.5 钒白口铸铁

钒白口铸铁中的钒与碳结合生成VC，弧立地分布在奥氏体基体或奥氏体转变产物上。钒白口铸铁具有较好的韧性，其冲击吸收功一般可达到10 J以上。

钒白口铸铁的化学成分（质量分数）范围为（%）：2.2～4.5C，0.3～2.5Si，0.4～1.5Mn，3.0～11V。有的还加入：＜1.5Cu；0.5～1.5Mo；0.3～4.0Cr；＜10W；＜2.0Ti等。

钒白口铸铁经950℃淬火，200～250℃回火后，抗拉强度和硬度可分别达到1 100 MPa和60～62HRC。

用被测材料做成销形试样与45淬火钢圆盘在MN－1M销盘式磨损试验机上进行干磨损试验，其试验结果见表13.9-24。在AKN－2型冲蚀磨料磨损试验机上，用4种不同化学成分的钒白口铸铁试样进行磨损试验。其试验结果见表

13.9-25。取Q235钢样的相对耐磨性为1。由13.9-25中数据可见，形成完全“逆变组织”（奥氏体+VC）的钒白口铸铁试样（质量分数为2.23%C，10.7%V）的相对耐磨性最差。

表 13.9-24 钒白口铸铁与其他材料在销盘试验机上的相对耐磨性

类 别	不同负荷下的相对耐磨性		
	1.5 MPa	5.0 MPa	7.5 MPa
灰口铸铁（229HB）	1.0	1.0	1.0
GCr15（61HRC）	8.2	12.8	24.6
W18Cr4V（64HRC）	8.4	25.0	50.0
钒铸铁（质量分数）2.6%C；7.2%V	10.7	33.0	56.0
钒铸铁（质量分数）2.3%C；4.0%V；1.5%Si；1.5%Cu	10.0	29.4	50.0
钒铸铁（质量分数）2%~3%C；4.0%V；1.5%Si；2.0%Ni	18.6	26.2	46.7

表 13.9-25 在冲蚀磨损试验时钒白口铸铁的相对耐磨性

化学成分（质量分数）/%	碳化物含量（质量分数）/%		碳化物总量/%	淬火态硬度 HRC	相对耐磨性
	VC	Fe_3C			
2.23C，10.7V	11.8	—	11.8	35~37	1.85
2.17C，6.1V	7.43	3.6	11.03	60~62	6.24
1.95C，3.1V	3.8	10.7	14.5	60~62	5.5
1.90C，1.7V	2.0	15.4	17.0	61~62	2.93

钒白口铸铁可用于制造离心式磨机的锤头，针织机的各种零件，汽车发动机气门阀等。圆型针织机的钒白口铸铁凸轮比GCr15钢的寿命提高3~7倍。

此外，耐磨合金铸铁还有铬钼铜系、锰硼系等。从资源的合理使用和生产成本来看，发展锰硼系和硼系白口铸铁具有一定的优越性。

3.2.6 镍硬铸铁

镍硬铸铁为含镍铬合金元素的白口铸铁。加入铬使Fe_3C成为$(Fe, Cr)_3C$，其硬度可达到1 100~1 150HV。加入镍，有助于获得以马氏体为主的金属基体，其硬度可高于600HV。同普通白口铸铁相比，镍硬铸铁虽然硬度较高，耐磨性较佳，但是很脆，且镍的价格昂贵，在很多国家又属短缺，因而镍硬铸铁的应用受到限制。与高铬白口铸铁相比，其优点是可在铸态下使用，而不必进行高温热处理。通常是把铸件在200~300℃进行回火，以消除应力及促使残余奥氏体转变为马氏体。镍硬铸铁可以在化铁炉中熔炼。但为了易于控制成分及降低硫含量，仍建议用电弧炉或感应炉熔炼为佳。

(1) 镍硬铸铁的化学成分

1) 合金元素的作用

碳 镍硬铸铁分高碳和低碳两类。高碳类的硬度高，耐磨性好，但脆性大；低碳类则反之，可根据使用条件的不同而选用。

硅 硅可使马氏体开始转变温度M_s上升，促使获得马氏体基体，而且能形成更多的$(Cr, Fe)_7C_3$型碳化物。但硅降低淬透性，硅含量高时，会促使生成珠光体，且硅高促进石墨化。含镍和铬量较高者，允许硅质量分数≤2%。

锰 锰稳定奥氏体，锰含量高，使基体不能充分转变成马氏体，故标准中规定锰质量分数≤2%。

镍 能有效地提高淬透性，促使形成马氏体-贝氏体组织。镍含量应根据铸件壁厚选择，厚铸件要用高镍量。镍促使石墨化。过高镍量易形成大量残留奥氏体，使硬度降低。镍质量分数为6%~7%时，基体几乎全是奥氏体。

铬 铬含量高时，可阻止石墨化，并改变碳化物形态。铬质量分数为8%~10%时，碳化物为M_7C_3型，在基体中成块状分布，由于这种碳化物的存在，铸铁的硬度有所提高，这种铸铁在铸态时，硬度约为550~650HV，如果加热到1 050℃重新奥氏体化、空淬、600℃回火，硬度可达650~700HV。

钼 钼可提高淬透性，必要时可应用于厚壁件。

2) 镍硬铸铁的化学成分、热处理及硬度

表13.9-26为国标GB/T 8263—1999抗磨白口铸铁件标准中规定的抗磨白口铸铁件的牌号及其化学成分。其中KmTBNi4Cr2-DT、KmTBNi4Cr2-GT、KmTBCr9Ni5等3个牌号是镍硬白口铸铁的牌号，它们基本上等效地采用了美国标准ASTM—A532/A532M—93a中的牌号。实际上，这几个牌号在主要工业国家的标准中大同小异。表13.9-27是国标GB/T 8263—1999中给出的镍硬铸铁件的热处理规范。表13.9-28是GB/T 8263—1999中规定的镍硬白口铸铁件的硬度标准。表13.9-29是上述标准中给出的镍硬铸铁件的金相组织和使用特性。

表 13.9-26 抗磨白口铸铁件的牌号及化学成分（质量分数） %

牌 号①	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
KmTBNi4Cr2-DT	2.4~3.0	≤0.8	≤2.0	1.5~3.0	≤1.0	3.3~5.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBNi4Cr2-GT	3.0~3.6	≤0.8	≤2.0	1.5~3.0	≤1.0	3.3~5.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBCr9Ni5	2.5~3.6	≤2.0	≤2.0	7.0~11.0	≤1.0	4.5~7.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBCr2	2.1~3.6	≤1.2	≤2.0	1.5~3.0	≤1.0	≤1.0	≤1.2	≤0.10	≤0.15
KmTBCr8	2.1~3.2	1.5~2.2	≤2.0	7.0~11.0	≤1.5	≤1.0	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr12	2.0~3.3	≤1.5	≤2.0	11.0~14.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr15Mo②	2.0~3.3	≤1.2	≤2.0	14.0~18.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr20Mo②	2.0~3.3	≤1.2	≤2.0	18.0~23.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr26	2.0~3.3	≤1.2	≤2.0	23.0~30.0	≤3.0	≤2.5	≤2.0	≤0.06	≤0.10

① 牌号中，“DT”和“GT”分别是“低碳”和“高碳”的汉语拼音字的第一个大写字母，表示该牌号碳含量的高低。

② 一般情况下，该牌号应含钼（Mo）。

表 13.9-27 镍硬铸铁件的热处理规范

牌 号	硬化处理	去应力处理
KmTBNi4Cr2-DT KmTBNi4Cr2-GT	430~470℃保温4~6 h，出炉空冷或炉冷	在250~300℃保温4~16 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr9Ni5	750~825℃保温4~10 h，出炉空冷或炉冷	在250~300℃保温4~16 h，出炉空冷或炉冷

表 13.9-28 镍硬铸铁件的硬度

牌 号	铸态或铸态并去应力处理		硬化态或硬化态并去应力处理	
	HRC	HB	HRC	HB
KmTBNi4Cr2-DT	≥53	≥550	≥56	≥600
KmTBNi4Cr2-GT	≥53	≥550	≥56	≥600
KmTBCr9Ni5	≥50	≥500	≥56	≥600

表 13.9-29 镍硬铸铁件的金相组织和使用特性

牌 号	金 相 组 织		使用特性
	铸态或铸态并去应力处理	硬化态或硬化态并去应力处理	
KmTBNi4Cr2 - DT KmTBNi4Cr2 - GT	共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 奥氏体	共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨损，用于较小冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr9Ni5	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C） + 马氏体 + 奥氏体	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C） + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好的淬透性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损

(2) 镍硬铸铁的成形与加工

镍硬铸铁可用砂型或金属型铸造。金属型浇铸镍硬铸铁的力学性能高于砂型铸造的。其铸造工艺与一般白口铸铁相同。镍硬铸铁的流动性比灰铸铁差，它在较高温度凝固，故浇注温度应高些（一般为 1 400℃），但随铸件大小而异，不应低于 1 350℃。

镍硬铸铁的热处理可参照表 13.9-27 中给出的规范执行。热处理的目的主要是：提高硬度；提高冲击疲劳抗力和消除内应力。250 ~ 300℃加热保温后进行空冷，使残留奥氏体部分地转变成贝氏体，并使铸态的马氏体得到回火，从而消除应力，提高硬度和冲击疲劳寿命。430 ~ 470℃加热保温后空冷或炉冷至室温，或冷至 275℃，保温 4 ~ 16 h，空冷，这种双重热处理可以降低奥氏体中的碳含量，在随后冷却时，使奥氏体转变为马氏体。后续的 275℃处理中，新生的马氏体又得到回火，同时奥氏体又转变为马氏体。双重热处理比简单热处理可得到更高的冲击疲劳寿命。

对镍硬铸铁件一般不进行焊接，因为焊接往往导致其产生裂纹，影响使用，甚至导致工件报废。

镍硬铸铁件的切削加工只限于磨削。在需要进行切削加工的情况下，可调整化学成分（例如将硅质量分数增至 1% ~ 1.3%，使之析出石墨；将锰质量分数提高到 3.4% ~ 4%，使形成较软的奥氏体基体。经切削加工后，加热到 600℃后进行急冷，使其组织成为马氏体)，或在加工部位铸入预埋件。

(3) 镍硬铸铁的应用

镍硬铸铁在采矿、电力、水泥、陶瓷、挖掘、炼焦、钢铁和铸造等行业中得到一定程度的应用，特别是在美国、欧洲等。这类铸铁可用于制造轧辊（复合轧辊），衬板（用于磨水泥生、熟料，矿石，煤，耐火材料的磨机），磨球，辊套，辊环，废渣尾矿及砂子等的输送管道，抛丸件，泵件的叶轮或护套等。表 13.9-30 是美国镍硬铸铁在水泥磨机中的磨耗情况实例。由表 13.9-30 可以看出，镍硬铸铁磨球在磨水泥时的磨损率比锻钢球要小 2 ~ 3 倍。表 13.9-31 是镍硬铸铁球在磨烧结块时，与锻钢球的磨损率对比，镍硬铸铁球仅为锻钢球磨损率的 1/3 ~ 1/5。

表 13.9-30 水泥磨机中磨球的磨损率

机号	材料和球径	作业时间/h	磨制水泥量/t	吨水泥磨球磨损率/g
加利福尼亚				
3	钢球，ϕ25 mm	13 553	54 200	336
9	镍硬铸铁球，ϕ25 mm	14 170	56 600	99
宾夕法尼亚				
1	镍硬铸铁球，ϕ22 mm	7 485	54 100	33
2	镍硬铸铁球，ϕ22 mm	7 610	55 100	25
4	锻钢球，ϕ22 mm	7 784	56 300	120

表 13.9-31 磨烧结矿时镍硬铸铁球与锻钢球的磨损率对比

球径/mm	球磨机直径/m	球磨损率/%		试验时间/年
		锻钢球	镍硬铸铁球	
22	1.5	100	22	1.8
19	2.4	100	18	0.9
22	1.8	100	20	1.7
16 + 19 + 22	1.8	100	33	2.9
19	1.8	100	25	3.0

3.3 高铬白口铸铁

高铬白口铸铁中含有大量的、硬度高达 1 300 ~ 1 800HV 的 M_7C_3 型碳化物，镶嵌在马氏体（奥氏体）基体上，且这种碳化物不以网状出现，因此，其韧性比一般白口铸铁和镍硬铸铁要好，硬度也高。较适用于制作受中、低冲击负荷作用的坚硬矿岩磨料磨损条件下的工件。但是，由于它含有大量的铬等国内稀缺元素，制造工艺要求严格，以及它本身固有的脆性等因素，限制了这种材料的大量推广使用。

3.3.1 高铬白口铸铁的化学成分

(1) 合金元素的作用

1) 碳和铬　高铬白口铸铁的主要合金元素是碳和铬，铬质量分数一般在 12%以上。碳含量和铬含量之比决定着碳化物的类型及数量。碳质量分数为 3%而铬质量分数低于 12%时，碳化物为 $M_3C + M_7C_3$。提高碳含量可以增加显微组织中碳化物的体积，从而提高高铬白口铸铁的耐磨性。但是超过共晶碳含量时，会形成粗大的过共晶碳化物，导致韧性显著降低。同时，由于过多的铬与碳形成碳化物，降低了固溶体中的铬含量，也会引起高铬白口铸铁的淬透性降低。高铬白口铸铁含质量分数为 5%铬时，共晶碳质量分数约为 3.9%；铬质量分数为 13% ~ 15%时，共晶碳质量分数的最大允许量为 3.6%，铬质量分数为 20%时共晶碳质量分数为 3.2%，铬质量分数为 25%时为 3.0%。加入其他合金元素，共晶碳含量也随着改变。当碳含量一定时，增加铬含量，或在铬含量为一定时降低碳含量，淬透性都可以得到改善。

2) 其他合金元素　钼的一部分进入碳化物，一部分溶

入奥氏体，溶入奥氏体的钼可以提高淬透性。加钼能够抑制珠光体的形成。在Cr/C值为6时，含质量分数为0.9%硅和0.7%锰的高铬白口铸铁中，只有在铸件直径小于20 mm的情况下，才能避免形成珠光体。若在同样成分中加入质量分数为1%或2%的钼，即使直径达到40 mm，以至100 mm的铸件，在空冷过程中也可避免出现珠光体。钼对铸件淬硬深度也有显著影响。在质量分数为3%碳和14%铬的高铬白口铸铁中加入质量分数为0.72%钼，只能淬硬10 mm厚。当加入质量分数为2.6%钼时，淬硬层可厚达75 mm。由于钼在铸态或淬火冷却过程中能抑制珠光体的形成，并能改善耐磨性，所以，常用的高铬白口铸铁中往往含有钼。

镍不溶于碳化物，高铬白口铸铁中加入镍，主要是稳定奥氏体，提高淬透性。铜的作用与镍相似，但是在奥氏体中的溶解度很低。镍或铜含量越高，M_S点温度降低越多、以致残余奥氏体量增加。

锰是稳定奥氏体的元素，使M_S点温度降低，导致残余奥氏体量增加。锰能改变钼在碳化物和金属基体中含量的分配比，所以，锰钼联合可以有效地提高淬透性。但锰量过高将降低耐磨性能。

硅降低淬透性，所以一般将硅质量分数限制在0.8%以下。但硅提高M_S点，故当锰含量高时，允许把硅质量分数提高至1.0%～1.2%。

钒能细化共晶组织。铸铁中增加钒含量，能有效地提高铬白口铸铁的抗砂子冲蚀磨损能力。

钛及氮能细化共晶组织，提高铸铁的力学性能。

(2) 高铬白口铸铁的化学成分

高铬白口铸铁的化学成分见表13.9-26。该表中的Cr12、Cr15Mo、Cr20Mo和Cr26等4个牌号基本上是等效地采用了美国标准ASTMA532/A532M—93a（耐磨料磨损铸铁标准规范）中的高铬白口铸铁牌号。同时，该标准中还列入了Cr2和Cr8两个低、中铬白口铸铁件的技术规范，主要适用于生产成本较低的抗磨铸件。

3.3.2 高铬白口铸铁的热处理、硬度和金相组织

表13.9-32和表13.9-33中给出了GB/T 8263—1999标准中所推荐的抗磨白口铸铁件的热处理规范、金相组织和使用特性。而表13.9-34则规定了在不同状态下供货所应达到的硬度数值。

表13.9-32　抗磨白口铸铁件的热处理规范

牌　号	退火软化处理	硬化处理	去应力处理
KmTBCr2	940～960℃保温1～6 h，缓冷至750～780℃保温4～6 h，缓冷至600℃以下出炉空冷或炉冷	960～1000℃保温1～6 h，出炉空冷	200～300℃保温2～6 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr8	920～960℃保温1～8 h，缓冷至700～750℃保温4～8 h，缓冷至600℃以下出炉空冷或炉冷	940～980℃保温2～6 h，出炉进入260～320℃盐浴炉等温2～6 h，出炉空冷	200～300℃保温2～6 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr12	920～960℃保温1～8 h，缓冷至700～750℃保温4～8 h，缓冷至600℃以下出炉空冷或炉冷	920～980℃保温2～6 h，出炉空冷	200～300℃保温2～8 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr15Mo	920～960℃保温1～8 h，缓冷至700～750℃保温4～8 h，缓冷至600℃以下出炉空冷或炉冷	920～1000℃保温2～6 h，出炉空冷	200～300℃保温2～8 h，出炉空冷或炉冷
KmTBCr20Mo KmTBCr26	960～1000℃保温1～8 h，缓冷至700～750℃保温4～10 h，缓冷至600℃以下出炉空冷或炉冷	960～1 020℃保温2～6 h，出炉空冷 960～1 060℃保温2～6 h，出炉空冷	200～300℃保温2～8 h，出炉空冷或炉冷

表13.9-33　抗磨白口铸铁件的金相组织和使用特性

牌　号	金相组织		使用特性
	铸态或铸态并去应力处理	硬化态或硬化态并去应力处理	
KmTBCr2	共晶碳化物M_3C+珠光体	共晶碳化物M_3C+二次碳化物+马氏体+残余奥氏体	用于较小冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr8	共晶碳化物（M_7C_3+少量M_3C）+细珠光体	共晶碳化物（M_7C_3+少量M_3C）+二次碳化物+贝氏体+马氏体+奥氏体	有一定耐蚀性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr12	共晶碳化物M_7C_3+奥氏体及其转变产物	共晶碳化物M_7C_3+二次碳化物+马氏体+残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr15Mo	共晶碳化物M_7C_3+奥氏体及其转变产物	共晶碳化物M_7C_3+二次碳化物+马氏体+残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr20Mo	共晶碳化物M_7C_3+奥氏体及其转变产物	共晶碳化物M_7C_3+二次碳化物+马氏体+残余奥氏体	有很好的淬透性，有较好的耐蚀性，可用于较大冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr26	共晶碳化物M_7C_3+奥氏体	共晶碳化物M_7C_3+二次碳化物+马氏体+残余奥氏体	有很好的淬透性，有良好的耐蚀性和抗高温氧化性，可用于较大冲击载荷的磨料磨损

注：金相组织中M代表Fe、Cr等金属原子，C代表碳原子。

表 13.9-34 抗磨白口铸铁件的硬度

牌　号	铸态或铸态并去应力处理		硬化态或硬化态并去应力处理		软化退火态	
	HRC	HB	HRC	HB	HRC	HB
KmTBCr2	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr8	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr12	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr15Mo	≥46	≥450	≥58	≥650	≤41	≤400
KmTBCr20Mo	≥46	≥450	≥58	≥650	≤41	≤400
KmTBCr26	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400

高铬白口铸铁的耐磨性与化学成分和显微组有密切关系。化学成分和铸件断面尺寸一定时，显微组织主要取决于热处理条件。大多数高铬白口铸铁都是在热处理状态使用的。通过热处理，可以得到奥氏体、马氏体、贝氏体或珠光体的基体组织。一般认为，高铬白口铸铁具有较硬的高碳马氏体基体时、就有较佳的耐磨性、强度和韧性的配合。在某些工况条件下，亚稳定的奥氏体基体组织也是可取的。例如质量分数为 3% C-15% Cr-2% Mo-1% Cu 和 3% C-20% Cr-2% Mo-1% Cu 者，在砂型中冷却后，大多数具有奥氏体基体组织。铸件在工作过程中，亚稳定的奥氏体容易加工硬化，从而提高耐磨性。在铸件几何形状复杂、热处理时容易产生裂纹，或者在为了节约能源的情况下，铸态组织为奥氏体基体的高铬白口铸铁件，不进行热处理而直接使用或许是合适的。但是，这样直接使用也有缺点，例如奥氏体在工作过程中发生马氏体相变、伴随体积变化而产生组织应力，有可能促成裂纹形核和裂纹扩展，导致耐磨性降低。无论是铸态的奥氏体、淬火态的马氏体或奥氏体和马氏体的混合组织，在交付使用前，都应该不允许珠光体组织在工件中出现。

高铬白口铸铁因合金含量高，在铸件凝固时或在高温加热时形成的奥氏体都为碳和铬所饱和。在冷却过程中，过饱和的碳和铬从固溶体中析出而形成二次碳化物、降低了奥氏体中碳和铬的含量，也就降低了奥氏体的稳定性。这种不稳定的奥氏体随着冷却速度不同而可能转变为珠光体、贝氏体或马氏体。为了得到所预想的显微组织，必须测定和了解该种高铬白口铸铁的连续冷却和等温转变曲线，以确定合理的热处理工艺制度。为了发挥高铬白口铸铁的耐磨性，应使其基体为马氏体，这取决于淬火温度和冷却速度。一般来说，高铬白口铸铁件都是空淬，可在静止空气中冷却或采用鼓风冷却。空淬比在液体介质（例如油、水或盐溶液等）淬火为佳，后者易导致铸件产生裂纹。

淬火温度对相变后的显微组织和硬度都有明显影响。随着淬火温度的提高，奥氏体固溶碳量增多，淬火后马氏体的硬度也有所提高。但如果奥氏体化温度过高，在淬火后可能有大量残余奥氏体存在，从而形成马氏体和奥氏体的混合组织，硬度反而降低。铬可以提高珠光体转变为奥氏体的温度。因此，铬含量高者，就要相应提高淬火加热温度。当铬质量分数为 15% 时，淬火温度应为 940 ~ 970℃；铬质量分数为 20%时，淬火温度可提高到 960 ~ 1020℃；铬质量分数为 26%时，淬火温度则达到 960 ~ 1 060℃。在化学成分一定时，奥氏体化温度不同，淬火组织也是不相同的，淬火温度越高，残余奥氏体量越多。残余奥氏体在随后的回火过程中有去稳定化作用，因而在回火冷却时产生马氏体转变，硬度得到提高。

对于马氏体和奥氏体混合基体的铸态高铬白口铸铁、可以不进行高温热处理，而采用 475 ~ 525℃的亚临界热处理，可以消除内应力及减少残余奥氏体，使铸件出现二次硬化峰。亚临界热处理不适用于原始状态为全奥氏体的组织。

对于需要进行切削加工的高铬白口铸铁件，应进行退火处理，使基体组织成为珠光体。退火工艺一般是把铸件随炉缓慢升温至 950℃，保温 1 ~ 8 h，然后炉冷至 820℃，以后以 10 ~ 50℃/ h（冷却速度根据合金元素含量而定，淬透性能越高者，冷却速度应越慢）炉冷至 600℃，其后可以随炉冷却或出炉置于静止空气中冷却。对于钼铜系、钼镍系高铬白口铸铁（淬透性高者），可采用加热到 930 ~ 980℃，保温 1 ~ 8 h，炉冷到 820℃，再以 10 ~ 15℃/ h 冷却到 700 ~ 720℃，保温 4 ~ 20 h，最后炉冷到 600℃出炉，在静止空气中冷却。采用何种退火工艺，应根据化学成分、铸件几何尺寸等因素的不同而决定。

3.3.3 高铬白口铸铁的成形与加工

高铬白口铸铁都是铸造成形的。这类铸铁导热性低、塑性差、收缩大，因此，发生热裂和冷裂的倾向大，在工艺设计上要谨慎从事。热裂是经常发生的缺陷，当收缩受到阻碍时更易发生。珠光体高铬白口铸铁的热裂倾向最大，3C-12Cr-1.5Mo 白口铸铁的热裂倾向次之，质量分数为含 18% ~ 30% Cr 铸铁的热裂倾向最小，加入镍可使热裂倾向减小。当铸件壁厚相差悬殊时，冷裂更易发生，要采用一切方法来减小铸件各部位的温差。当各种方法均不能奏效时，可将铸件在 900 ~ 1 000℃时自铸型中取出，放入保温炉中进行慢冷，使温度均匀化以防止冷裂。铸造时经常使用冒口和冷铁，遵循顺序凝固的原则。要尽量采用低温浇注，以减小因收缩出现的问题和黏砂等。低温浇注也有利于细化树枝晶和共晶组织。小件的浇注温度在 1 380 ~ 1 420℃，厚度在 100 mm 以上铸件的浇注温度在 1 350 ~ 1 400℃。

最好避免对高铬白口铸铁进行焊接。

对奥氏体或马氏体基体的高铬白口铸铁很难进行切削加工，只能用磨削加工。高铬白口铸铁经退火成为珠光体基体后，硬度降低到 38 ~ 42HRC，可用硬质合金刀具进行切削加工。

3.3.4 高铬白口铸铁的应用

高铬白口铸铁由于具有高的耐磨性正在扩大其应用范围。例如，冲击破碎机的冲击棒，由原用的镍硬 4 号铸铁（质量分数为 9% Cr，6% Ni）改用质量分数为 15% Cr-3% Mo 高铬钼铸铁，寿命由 4 000 h 延长到 13 000 h。锤式破碎机中的锤头用高铬白口铸铁时，比用 Mn12 钢的寿命提高 3 倍。高铬铸铁在水泥工业中也取得了很好的效益，用它取代珠光体钢制作磨球磨制水泥，磨球消耗从 1 000 g/t（珠光体铬钼钢）降低到 50 g/t。此外，高炉料钟加料口内部炉衬、平盘磨煤机辊套、外径为 665 mm、内径为 330 mm、重为 1.07 t 的 E 型磨煤机的磨环和磨球等都有用高铬铸铁取得良好效果的实例。国外的克利马克斯（Climax）钼公司将高铬钼铸铁分为 4 种碳含量级别。其中超高碳量的（质量分数为 3.6% ~ 4.3% C）用于受低应力的薄衬板和一些不受冲击的输送浆态磨料的零件；高碳级（质量分数为 3.2% ~ 3.6% C）用于截面厚度达到 75 mm 的耐磨件，例如溜槽衬板、砂泵叶轮、小型破碎机颚板、高炉料车底衬板等；中碳级（质量分数为 2.8% ~ 3.2% C）可用于厚度达到 110 mm 断面的工件；低碳级用于空淬的厚件，例如球磨机衬板、粉磨机的辊套、锤头等。20Cr-2Mo-1Cu 是含质量分数为 12% ~ 20% Cr 铸铁中淬透性最高的一种，适用于制造大的泵壳、衬板及某些厚度达到 100 mm 形状复杂的工件，

可用砂型铸造，在铸态下使用。

高铬白口铸铁具有很高的抗冲蚀磨损能力，还有良好的抗氧化性，可以用在一些受冲蚀磨损的工件和热轧辊上。含质量分数25%～35%Cr的铸铁对于硝酸、有机酸和碱有良好的耐蚀性，对海水、矿物水也有好的耐蚀性。由于具有良好的耐磨、抗腐蚀性能，高铬铸铁在含砂的水流中用作杂质泵的过流部件取得良好的使用效果。高铬铸铁具有良好的高温强度及硬度和抗高温氧化性能，特别是在SO_2气氛中具有良好的抗氧化能力，因此适用于制作各种炉用零件。用高铬铸铁制成的高炉小料钟可经受整个炉期的使用而不需要更换，其长时间工作温度为350～500℃，短时工作温度可达800℃。高炉衬板也有用高铬铸铁制造的。高铬铸铁不经高温热处理，在铸态下使用，也具有相当好的耐磨性。例如成分质量分数为3C-25Cr、铸态硬度为550HV的铸铁，在直径为5 m的水泥熟料球磨机第二仓中用作衬板，在使用中能加工硬化到900HV，寿命为20 000～30 000 h。

表13.9-35为高铬铸铁与奥氏体锰钢等材料在辊式磨机磨水泥灰渣时，磨辊的磨损情况。在矿山破碎研磨机中，马氏体高铬铸铁与其他材料的磨损数据见表13.9-36。表13.9-37为两种不同的高铬铸铁，在不同用途中磨损量的比较。由表13.9-35～表13.9-37可见，含钼的高铬铸铁在多种工况（或试验）条件下，不仅优于其他耐磨材料，也优于不含钼且含铬更高的高铬铸铁。

表13.9-35　辊式磨机磨水泥灰渣时磨辊的磨损时间

材　料	磨辊磨损25 mm的时间/h	备　注
15Cr-Mo高铬铸铁	2 146	多于10次试验的平均值
奥氏体锰钢	1 606	
马氏体Ni-Cr白口铁	1 501	4次试验的平均值
Cr-Mo-V铸钢	1 020	2次试验的平均值

表13.9-36　矿山破碎、研磨机中的磨损数据

材　料	化学成分（质量分数）/%								硬度HB	与珠光体白口铁相比的磨损率			
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P		破碎机衬板	球磨机衬板	分级机耐磨片	浮选机叶轮
珠光体白口铁	3.20	0.5	0.5	1	—	—	0.12	0.20	444	100	100	100	100
马氏体Ni-Cr铸铁	3.20	0.5	0.6	2	4.5	—	0.12	0.20	601	—	55	80	—
马氏体27Cr白口铁	2.75	0.7	0.7	27	—	0.5	0.03	0.06	653	70	49	48	27
马氏体15Cr-3Mo白口铁	2.75	0.7	0.7	15	—	3	0.03	0.06	712	51	44	44	

表13.9-37　两种高铬白口铸铁磨损量的比较

磨损零件	应力种类	磨　料	耐磨系数①	
			15Cr-3Mo	26Cr
溜槽衬板	凿削磨损	钼矿石	22	30
ϕ125磨球	高应力	钼矿石	85～90	96～100
分级机靴	低应力	砂	28	48
抛丸机叶轮	高应力	钢丸	4.9	15.6
冲击破碎机锤头	凿削＋高应力	硬质砂岩	100	115～130
试验机	高、低应力	砂	24	60
泥浆管道	低应力	砂	13.2	16.1
泥浆管道	低应力	砂	13.4	26.3
颚式破碎试验机	凿削磨损	砂石	7～9	14～15

① 数值越小，耐磨性越高；

3.4　耐磨球墨铸铁

我国铸件总产量近年虽然呈逐年下降的趋势，但球墨铸铁件的产量却在上升，1981年球墨铸铁件在铸件总量中的比例仅为4.5%，而至1998年球铁件所占的比例却达到13%左右。球铁件比例的增长程度可以说明一个国家的铸造技术和铸造生产管理水平的高低。法、美、日、德等国，球铁件在铸件中所占的比例约在25%～40%，是我国球铁件所占比例的2～3倍，这一方面说明我国球铁件生产的发展还远落后于工业发达国家，另一方面也说明在我国球铁件的生产和开发前景是广阔的。

球墨铸铁件的生产之所以能快速发展，并在国民经济各领域中得到广泛应用，主要在于它具有优异的综合力学性能和耐磨性能。就提高工件的耐磨性能而言，各类铸铁件都有各自的适用范围，而且都有一个共同的不足之处，即脆性问题。20世纪70年代末，芬兰的一家公司开发了一种使用性能优异的新型球墨铸铁、即奥氏体贝氏体球墨铸铁（简称奥贝球铁），这种球铁具有优良的耐磨性能和综合力学性能，较好地解决了强韧性配合问题。其后，各国从不同的方面大力开展了这类新型球铁的研究和开发工作，并取得了进展。这类球墨铸铁按其主要组织和性能可分为两大类：一类是以奥氏体＋贝氏体为基体的奥-贝球铁（简称ADI）；另一类是以贝氏体＋少量碳化物为基体的贝氏体球铁（简称BDI）。目前，生产这类球铁件的方法已由过去的等温淬火法发展到连续冷却和合金化铸态等多种方法。

由于球铁所具有的优异的综合力学性能和耐磨性，使其获得了广泛的用途，例如用在耐磨、耐冲击、耐疲劳的工况条件。在震动和冲击的情况下，贝氏体球铁的减震、阻碍裂纹扩展的能力是一般渗碳钢无法比拟的。此外，在润滑困难或无润滑的干摩擦条件下，贝氏体球铁也表现出优异的自润

滑能力。奥贝球铁很适合应用于机车车轮、碾轮、滑块等场合，在这些场合中通过加工硬化大大提高了工件的硬度，提高了耐磨性。

由于具有良好的强韧性和低温性能，球铁还适用于曲轴、轮轴、链轮、耐磨衬板以及大型柴油机的卡盘扳手等。还能满足破碎机、推土机、挖掘机和农业机械等易磨损部位的抗磨损、抗冲击和抗疲劳的要求。此外，球铁还在模具、活塞环、轧钢机导轨、水泵等方面得到应用。球铁磨球由于具有碎球率低、耐磨性好，已在矿山球磨机中得到较广泛的应用。同时，由于其抗腐蚀磨损能力较强，这种材料还适用于生产湿磨条件下的抗磨铸件，例如泥浆泵等。利用高铬铸铁的耐磨性和球铁的良好强韧性、抗冲击疲劳性能，用离心铸造法生产的高铬铸铁/球铁双金属复合辊圈，用作建材破碎机对辊，取得了良好效果，其使用寿命比目前使用的中锰球铁辊圈提高4倍，而生产成本仅高出20%。

采用外层含质量分数（%）：3.3～3.5C，2.0～2.2Si，0.4～0.7Mn，0.6～0.8Cr，0.3～0.5Ni，0.2～0.3Mo，0.04～0.06Mg和0.02～0.05RE的合金球铁，内层用HT250灰铸铁，采用离心复合铸造法制造的带钢热连轧机输出辊道托辊，出口国外，由于耐磨性好，其使用寿命可达到普通铸铁件的3～4倍。

针对球铁磨球的耐磨性不如高铬白口铸铁的情况，曾研制一种复合铸铁磨球，其表面层为白口、麻口铸铁，心部为针状组织的球铁，使其具有抗磨白口铸铁磨球和抗磨球铁磨球各自的优点。它采用冲天炉熔炼、转盘式水冷金属型机械化铸造、余热淬火等生产工艺。该复合铸铁磨球的主要成分（质量分数）范围为（%）：3.4～3.8C，2.0～3.6Si，2.0～3.5Mn，P≤0.1，S≤0.08，再加入适量的Cu或B。铸后余热淬火，然后回火。磨球直径为ϕ126 mm。加入微量的B和适量的Cu可以明显提高这种复合铸铁磨球的淬透性，其心部可以获得马氏体/贝氏体组织。其硬度为50～54HRC，冲击韧度为6～8 J/cm^2，从磨球表面到心部硬度变化均匀。在ϕ1.5 m×3.0 m湿式格子型磨机中磨贫碳铁矿石，经过3个月运行试验，该磨球的磨耗为吨矿石0.32 kg，其破碎率为1.97%，现已批量生产。

针对处理铝矿石时的高碱高温工况，曾研制了一种主要化学成分（质量分数）为（%）：3.3～3.8C，3.1～3.5Si，2.1～2.6Mn，＜0.2P，＜0.1S，不含镍、钼、铜等贵重元素，而采用微量合金化方法生产生产的奥贝球铁磨球。其热处理工艺为一种特殊的连续处理方法，而不是传统的盐浴淬火法。球化处理后，石墨球径小于12 mm，石墨球化程度不低于3级。热处理后的贝氏体量为体积分数70%～90%，残余奥氏体量为体积分数25%～10%，碳化物（质量分数）小于3%。硬度为50～55HRC，冲击韧度为10～18 J/cm^2。其使用性能显著优于中锰球铁磨球，在干式磨机中耐磨性略低于高铬白口铸铁磨球，而在湿式磨机中优于高铬铸铁者。综合经济效益分析，其成本明显低于高铬钢球和普通钢球（磨矿成本降低25%左右）。这种贝氏体型磨球应用在2.7 m×3.6 m溢流型磨机上，处理莫氏硬度7～9的铝矿石，装机运行127天，实际单耗为吨矿石0.348 kg，其破碎率为0.04%。这种磨球抗腐蚀、抗冲击磨损、耐磨性能好。

3.5　铸铁磨球的国家标准

表13.9-38是GB/T 17445—1998铸造磨球国家标准中规定的铸造磨球的化学成分。表13.9-39是标准中规定的铸造磨球的力学性能。

表13.9-38　铸造磨球的化学成分（质量分数）　%

名　称	牌号	C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Ni	P	S
高铬铸铁磨球	ZQCr26	2.0～2.8	≤1.0	0.5～1.5	22～28	0～1.0	0～2.0	0～1.5	≤0.10	≤0.06
高铬铸铁磨球	ZQCr20	2.0～2.8	≤1.0	0.5～1.5	18～22	0～2.5	0～1.2	0～1.5	≤0.10	≤0.06
高铬铸铁磨球	ZQCr15	2.0～3.0	≤1.0	0.5～1.5	13～17	0～3.0	0～1.0	0～1.5	≤0.10	≤0.06
中铬铸铁磨球	ZQCr8	2.1～3.2	0.5～2.2	0.5～1.5	7～10	0～1.0	0～0.8	0～1.5	≤0.10	≤0.06
低铬铸铁磨球	ZQCr2	2.2～3.6	≤1.2	0.5～1.5	1.5～3.0	0～1.0	0～0.8	—	≤0.10	≤0.10
贝氏体球墨铸铁磨球	ZQSi3	3.2～3.8	2.0～3.5	2.0～3.0	—	—	—	—	≤0.10	≤0.03

表13.9-39　铸造磨球力学性能

名　称	牌号	表面硬度 HRC		落球冲击疲劳寿命/次数
		淬火态（A）	非淬火态（B）	
高铬铸铁磨球	ZQCr26	≥56	≥45	≥8 000
高铬铸铁磨球	ZQCr20	≥56	≥45	≥8 000
高铬铸铁磨球	ZQCr15	≥56	≥49	≥8 000
中铬铸铁磨球	ZQCr8	—	≥48	≥8 000
低铬铸铁磨球	ZQCr2	—	≥45	≥8 000
贝氏体球墨铸铁磨球	ZQSi3	≥50	—	≥8 000

该标准还规定了铬系合金（高铬、中铬、低铬）白口铸铁和贝氏体球铁磨球的产品分类、技术要求、试验方法、检验规则、包装、标志和运输。

标准规定，基体组织中主要是贝氏体的球铁磨球，简称贝氏体球铁磨球。

高铬铸铁磨球ZQCr15可分为*A*、*B*两种状态进行生产与应用，*A*状态即淬火、回火态；*B*状态指铸态或铸态并去应力处理状态。

铸造磨球碎球率原则上应小于或等于1%；磨球通过浇口至球心的直径方向的硬度差≤3HRC。磨球的化学成分与硬度为验收依据。而落球冲击疲劳寿命、冲击韧性和金相组织是否作为验收依据、由供需双方商定。

在标准附录中还给出了落球冲击疲劳寿命试验方法、碎球率的测定与计算、铸造磨球的球耗计算等内容。

4　耐磨合金钢

4.1　合金元素的作用

耐磨合金钢中通常分别或同时含有其中几种下列化学元素：硅、锰、铬、钼、钒、钨、镍、钛、硼、铜、稀土等。但迄今人们对于合金元素对钢的耐磨性所起作用的认识还是不全面的，特别是关于多种合金元素对钢的耐磨性的综合作用问题仍是值得摸索和探讨的。合金元素在钢中一般以固溶体、碳化物或金属间化合物的形式存在。碳化物和金属间化合物是以第二相方式存在于基体组织中。

硅在钢中不会形成碳化物，而是固溶于基体中，并能提高固溶体的强度和冷加工硬化作用。当硅质量分数低于2.5%时、随硅量的增加，过冷奥氏体稳定性增加，可提高钢的淬透性。硅可抑制和延缓过冷奥氏体的碳化物分解。

锰与铁形成固溶体，提高基体强度和硬度。提高锰含量，可使过冷奥氏体中温区的分解速度延缓，推迟珠光体转变，提高贝氏体的淬透性。

钼强烈推迟珠光体转变，有利于在空冷条件下获得贝氏体组织。钼是碳化物形成元素，其大多数以碳化物或复合碳化物形式分布于基体中。钼有很好的抗回火软化能力。随着钼含量的提高，钢在回火后，二次硬化效果将更为显著。

钨在钢中也主要以碳化物形式存在，也可能与铁形成金属间化合物。它在钢中也具有一定抗回火软化能力。在冶炼和铸造工艺不当时，过高的钨、钼含量，易在铸件中产生偏析。贫合金区域出现软基体、富合金区可能形成过多的碳化物集聚。摩擦时产生的高温将使钨或钼及 MoO_3 或 WO_3 挥发和升华，从而加速磨损。

铬固溶于基体中时，可提高钢的淬硬性。同时，铬在钢中也是常用的碳化物形成元素。

钒、钛、铌等都是强碳化物形成元素。在钢中易形成硬度很高、热稳定性好、在钢中弥散分布的立方晶系碳化物。它们即使在高温下进行奥氏体化，也只有少量固溶于基体中(可强化基体)。大量未固溶的这类碳化物可阻止高温奥氏体化时晶粒长大，同时可显著提高钢的耐磨性。

镍和铜与碳皆不形成碳化物。它们的加入可通过提高淬透性来强化基体，同时提高强韧性。铜还可提高钢的抗大气腐蚀能力。由于我国镍资源不富有，所以在我国的耐磨钢开发方面很少使用含镍的钢。

硼主要用于提高钢的淬透性。但只有以固溶形式存在在钢中的硼才能起到这个有效的作用。它们在钢中的加入是微量的。

稀土的加入主要是为了净化钢液，细化组织，使夹杂物变质以进一步提高钢的性能。

在设计和选择耐磨合金钢时要注意，有时碳化物等第二相对钢的耐磨性能的影响比基体的影响要大。而形成碳化物的合金元素对钢耐磨性的影响，主要是取决于碳化物的类型、形态、分布和含量等。就碳化物的晶体结构而言，斜方晶系碳化物（例如 Fe_3C、M_3C、Cr_3C_2 等）在硬度、热稳定性等方面就不如立方晶系（VC、TiC、Nbe、$M_{23}C_6$、M_6C 等）的碳化物，所以耐磨性就较差。与钒的碳化物相比，铬、钼和钨的碳化物的热稳定性较差，在工作温度提高时，这些碳化物还可能产生分解或发生晶体结构转变。

在钢的显微组织中，无论以哪一种类型碳化物为主，其形态和分布对耐磨性都有决定性的影响。如果碳化物沿晶体析出成网状分布，对耐磨性总是不利，因为其脆性容易促进裂纹扩展。如果显微组织内含有大量树枝状的一次碳化物，而只有很少量的二次碳化物，对材料的耐磨性也没有多大益处，应该选择适当的铸造和热处理工艺，消除晶体上网状碳化物和树枝状一次碳化物。碳化物颗粒的大小与耐磨性有一定的关系。在磨料磨损条件下，碳化物颗粒越大，则耐磨性越好，而在金属摩擦副的黏着磨损条件下，却与此相反。

还应该注意的是，在滑动磨损的情况下，如果是黏着磨损起主导作用，则摩擦副匹配材料的化学成分对磨损具有重要影响。能够形成固溶体或金属间化合物的金属摩擦副，在滑动过程中接触面产生黏着作用较强，因此有可能加速磨损。研究和生产实践表明，用化学成分相同的材料组成的金属摩擦副，其磨损率都比较大。所以，金属摩擦副应该采用固溶倾向小的材料，即用晶体结构不同，而化学性能各异的材料组成。

4.2 钢的化学成分、性能特点及用途

耐磨合金钢（不含高锰钢）作为专用的耐磨钢，在我国尚未形成国家标准。本节仅简单介绍一些根据某种具体用途而生产或研发的耐磨合金钢，其中包括铬钼、铬钼硅锰、铬钼钒、铬钼钒镍（或钨）、硅锰、铬锰钼系等，且主要涉及含两种以上合金化元素的耐磨合金钢。

4.2.1 铬钼钢和铬钼硅锰钢

这些钢多用于制造球磨机磨矿介质及挖掘机的斗齿等。美国人道格尔（Dougall）推荐的适用于制造球磨机衬板的中碳铬钼钢主要含（质量分数）（%）：0.35～0.60C，0.6～2.0Cr，0.5Mo。在 ϕ2.7 m 高速球磨机上进行对比试验时，淬火加低温回火筒衬或端衬 Cr－Mo 钢的使用寿命高于高锰钢、珠光体 Cr－Mo 钢、中温回火的 Cr－Mo 钢衬板。美国的大多数磨球都用中、高碳铬钼钢制造，其化学成分、热处理制度和硬度见表 13.9-40。

表 13.9-40 美国制造磨球的铬钼钢

序号	材料类型	化学成分（质量分数）/%					热处理	硬度 HRC
		C	Cr	Mo	Si	Mn		
1	中碳低合金铬钼钢	0.38～0.45	0.5～1.5	0.1～0.5	0.3～1.0	0.5～1.0	830℃～870℃淬火，回火	HV340～580
2	高碳低合金铬钼钢	0.7～1.2	0.5～1.5	0.1～0.5	0.2～0.5	0.5～1.0	820～870℃淬火，回火	57～65
3	高碳高合金铬钼钢	1.0～1.3	4.0～6.0	0.5～1.0	0.2～0.5	0.5～1.0	930～1020℃淬火，回火	63～65
4	高碳高合金铬钼钢	1.5～2.2	12.0～14.0	0.5～1.0	0.2～0.5	0.5～1.0	1 020～1 080℃淬火，回火	57～62

铬钼硅锰钢常用来制造大断面的球磨机衬板。这类钢可分为高碳、中碳及低碳 3 类。其化学成分和适用衬板厚度见表 13.9-41。高碳铬钼硅锰钢中还加入少量镍。用这类钢制造大断面（板厚 > 100 mm）衬板，热处理加热后，可以在空气或熔盐中完全淬硬、有极好的耐磨性和抗剥落能力。

中碳铬钼硅锰钢适用衬板厚度可以从 < 50 mm 至 > 100 mm

表 13.9-41 铬钼硅锰钢的化学成分

材料	化学成分（质量分数）/%						适用的衬板厚度 /mm
	C	Cr	Mo	Si	Mn	Ni	
高碳铬钼硅锰钢	0.7～1.2	1.3～7.0	0.4～1.2	0.4～0.9	0.3～1.0	0～1.5	> 100
中碳铬钼硅锰钢				0.90～1.20	1.40～1.60	—	< 100
	0.40～0.45	1.35～1.60	0.50～0.60	0.90～1.20	1.40～1.60	1.5	> 100
	0.40～0.45	0.65～0.90	0.50～0.65	0.90～1.20	1.40～1.70	—	< 50
	0.50～0.60	0.65～0.90	0.50～0.60	0.90～1.20	1.40～1.70	—	50～100
	0.50～0.60	1.30～1.60	0.50～0.65	0.90～1.20	1.40～1.70	1.5	> 100
	0.50～0.60	0.65～0.90	0.50～0.65				
低碳铬钼硅锰钢	0.25～0.35	0.5～2.0	0.2～0.5	0.5～1.5	0.6～1.5	—	

(根据化学成分调整)。这类钢可以空淬或油淬，200～230℃回火后，硬度可达600HB。可以铸造或锻造成形。由于它们具有较好的韧性和耐磨性，可以用来制造棒磨机和高冲击的球磨机的衬板。

低碳低合金的铬钼硅锰钢在奥氏体化后，进行油淬、150～200℃回火，硬度可达500HB。这类钢可用于制造刮板、挖掘机的斗齿和斗齿装配头。

4.2.2 铬钼钒钢和铬钼钒镍（或钨）钢

在较高温度（例如200～500℃）的磨料磨损条件下工作的工件，或由于摩擦热使表面经受较高温度的工件，可采用铬钼钒、铬钼钒镍或铬钼钒钨等耐磨合金钢。其化学成分见表13.9-42。这类含铬、钼、钒、钨的钢在淬火后并在450～650℃回火时，硬度得到提高，称为二次硬化。二次硬化时析出的合金碳化物一般是M_2C型或MC型碳化物。铬钼钒钨钢通过二次硬化得到的硬度可以达到钢在淬火态时的硬度。

表13.9-42 中碳二次硬化钢的化学成分

序号	材料	化学成分（质量分数）/%						马氏体点
		C	Cr	Mo	V	Ni	W	M_s/℃
1	铬钼钒钢	0.4	2.0	2.0	0.25			270
2	铬钼钒镍钢	0.4	2.0	2.0	0.25	3.0		240
3	铬钼钒钨钢	0.5	4.5	2.8	1.0		2.0	
4	铬钼钒钨钢	0.5	4.5	2.8	1.0		1.0	
5	铬钼钒钨钢	0.5	4.5	2.8	0.5		2.0	

在煤的能源转换设备中用来输送煤粒的螺旋喂煤器及水泥厂所用的冷却机扬料板等的工作环境温度可达到500℃左右，这类工件即可采用上述二次硬化钢。涵洞和巷道掘进机的刀头在与岩石摩擦时产生的温度可达到400℃，这种刀头若采用二次硬化钢制造，也是比较经济和合理的。

4.2.3 铬钼锰钒钢

高碳铬钼锰钒钢在用于制造水泥磨机粗磨仓衬板时，表现出较高的耐磨性。这类钢的化学成分及磨料磨损试验结果见表13.9-43。该表中数据是以奥氏体高锰钢的耐磨性为1，比较各种成分的铬钼锰钒钢的相对耐磨性。从表13.9-43所列的试验结果可以看出，含质量分数为2.8%Mo（序号3）的钢，相对耐磨性最高。如果提高奥氏体化温度，在1 100℃进行油淬，在600℃进行回火，则出现二次硬化峰，其相对耐磨性可以提高到2.8，此时的硬度可以达到500HV以上。

表13.9-43 高碳铬钼锰钒钢的化学成分及相对耐磨性

序号	化学成分（质量分数）/%					硬度	相对耐
	C	Cr	Mo	Mn	V	HRC	磨性
1	0.75	9.80	0.89	3.80	0.58	27	1.50
2	0.78	10.00	0.85	5.50	0.60	26	1.43
3	0.71	9.50	2.80	1.85	0.60	40	1.81
4	0.80	9.50	4.70	2.10	0.65	39	1.60
5	0.73	9.30	1.10	1.87	2.30	39	1.30
6	0.81	10.00	0.93	2.00	4.20	18	0.79

4.2.4 铬镍钼钢

铬镍钼钢有水淬、油淬和空气淬3种处理工艺。表13.9-44是3种典型的水淬铬镍钼钢的化学成分。

表13.9-44 3种典型的水淬铬镍钼钢的化学成分（质量分数） %

材料	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	其他
4330M	0.30	0.80	0.90	0.5	1.90	0.40	
300M	0.29	0.80	0.70	1.60	1.80	0.40	0.1V
86B30	0.30	0.80	0.50	0.30	0.60	0.20	0.000 5B

铬镍钼钢多用于制造挖掘机机斗、电铲斗齿和斗齿装配头、履带牵引装置、潜孔钻冲击器部件和在高冲击条件下工作的球磨机衬板等。水淬的铬镍钼钢的碳质量分数一般不宜超过0.35%，显微组织为板条状马氏体。水淬可获得较高的强度和韧性、并具有良好的焊接性能。这类钢在水淬后于150～250℃进行回火，硬度可以达到470～550HB。美国所用的铲斗斗齿和斗齿装配头，大多是用回火马氏体铬镍钼钢或铬钼钢制造的。

在中碳铬镍钼钢中添加硅和锰（如添加质量分数为0.90%～1.20%Si，1.40%～1.70%Mn），断面尺寸在100 mm^2以下的耐磨件，不加镍也能采用空气淬。

在铬镍钼钢（4340钢）中添加质量分数为1.5%硅和1.5%铝，也成为一种改进型的超高强度钢，它们多数用来制造高负荷的结构件和在冲击负荷下工作的耐磨件。这种钢具有极高的抗回火软化能力。在600℃下进行回火与在200℃下进行回火时的抗拉强度、屈服强度和硬度值几乎没有什么差别。

4.2.5 铬锰硅钼、铬锰钼、硅锰和锰硼系耐磨合金钢

20世纪80年代以来，结合国家资源情况和不同的工况条件，我国研制了不少耐磨合金钢，它们主要是在铬锰硅钼、铬锰钼和硅锰钢的基础上，调整各主要合金元素的含量、并适量加入钒、钛、硼、铜、稀土等元素。根据其碳含量，又可将这类钢分为：中碳（添加质量分数为0.30%～0.50%C）和高碳（添加质量分数为0.60%～1.00%C）两类。中碳钢通过热处理可获得以板条马氏体为主的组织，强韧性配合较好，适用于冲击负荷较大的工况条件下的工件。而高碳的这类耐磨合金钢可获得高的耐磨性和适宜的韧性。以下列举一些这类钢的情况。

1) ZG40CrMnSiMoRE钢　其化学成分（质量分数）为（%）：0.35～0.45C，0.8～1.6Mn，0.8～1.2Si，0.8～1.5Cr，0.3～0.5Mo，0.03～0.08RE，S、P分别≤0.04。采用油冷淬火。σ_b 1 600 MPa，冲击韧度60～80 J/cm^2，硬度50～53HRC。制造电厂磨煤机衬板的使用寿命比高锰钢高1.6倍。

2) ZG42Cr2MnSi2MoRE钢　其化学成分（质量分数）为（%）：0.38～0.45C，0.8～1.10Mn，1.50～1.80Si，1.80～2.20Cr，Mo、RE适量，S、P分别≤0.035。油冷淬火，回火。σ_b 1 745 MPa，冲击韧度33.3 J/cm^2，硬度51～57HRC。金相组织为回火马氏体＋残余奥氏体（体积分数为4.9%）。适用于ϕ2.4 m以上水泥磨机衬板。

3) ZG70CrMnMoBRE钢　其化学成分（质量分数）为（%）：0.65～0.75C，1.00～1.50Mn，0.25～0.45 Si，1.00～1.50Cr，0.30～0.40Mo，0.000 8～0.002 5B，0.05～0.20RE，S、P分别≤0.03。水淬空冷。σ_b1 725 MPa，δ2.4%，冲击韧度22.5J/cm^2，硬度53HRC。金相组织为马氏体＋贝氏体。制作水泥磨机衬板时，耐磨性比高锰钢提高1～1.6倍。

4) ZG40CrMn2SiMo钢　化学成分（质量分数）为（%）：0.38～0.45C，1.50～1.80Mn，0.90～1.50 Si，0.90～1.40Cr，0.20～0.30Mo，S、P分别≤0.04。油冷淬火，回火。σ_b 1 100～1 700 MPa，冲击韧度30～70 J/cm^2，硬度50～55HRC。金相组织为马氏体＋贝氏体（体积分数为10%～50%）。适用于ϕ3.2 m以下湿式磨机衬板，矿石硬度中硬以下。

5) ZG30Cr2MnSiMoTi钢　化学成分（质量分数）（%）：0.28～0.35C，1.20～1.70Mn，1.20～1.60Si，1.80～2.20Cr，0.20～0.40Mo，0.06～0.12Ti，S、P分别≤0.045。适用于ϕ3.2 m以上球磨机衬板，矿石硬度f≤14。

6) ZG30Cr2MnSiMoRE钢　化学成分（质量分数）（%）：0.28～0.35C，0.80～1.10Mn，1.10～1.40Si，1.80～2.20Cr，0.30～0.40Mo，0.05RE，S、P分别≤0.030。水淬，低温回火。σ_b 1 372 MPa，伸长率δ2%，冲击韧度＞19.6 J/cm^2，硬度50HRC。金相组织为马氏体。用于ϕ5.5 m×1.8 m铁矿球磨机衬板的使用寿命比高锰钢高30%～50%。

7) ZG31Mn2SiRE钢　化学成分（质量分数）（%）：0.26～0.36C，1.30～1.70Mn，0.70～0.80Si，0.15～0.25RE，S、P分别≤0.04。水淬，回火。σ_b1 170～1 355 MPa，伸长率δ5%～10%，冲击韧度≥10.5 J/cm²，硬度43～52HRC。金相组织为马氏体+贝氏体。用于制作EM-10中速磨煤机空心大钢球。

8) ZG85Cr6MnSiMoCu钢　化学成分（质量分数）（%）：0.70～1.00C，1.00～1.30Mn，0.80～1.20Si，5.00～7.00Cr，Mo<0.50，Cu<1.00，S、P分别≤0.045。适用于制作ϕ3.5 m以上水泥磨机筒体衬板。

9) ZG28Mn2MoVB钢　化学成分（质量分数）（%）：0.25～0.31C，1.40～1.80Mn，0.30～0.80Si，0.10～0.40Mo，0.001～0.005B，0.06～0.12V，S≤0.040，P≤0.035。水淬、低温回火。金相组织为马氏体。用于制作锤式破碎机锤头的使用寿命与高锰钢相同。

10) 40MnSiBRE钢　化学成分（质量分数）（%）：0.35～0.42C，1.50～2.50Mn，0.60～0.90Si，0.001～0.003B，0.02～0.04RE。850℃奥氏体化，水玻璃液中淬火，200～250℃回火后，其力学性能为：σ_b≥1 700 MPa，≥54HRC，a_K≥60 J/cm²。金相组织为回火马氏体+残余奥氏体。这种钢制作的衬板在ϕ1.5 m×3.0 m湿式溢流型球磨机中磨铁矿石（f=12～21）时，其耐磨性是高锰钢（ZGMn13）衬板的1.52倍。

11) 硅-锰-铬-钼低合金空淬耐磨钢　主要化学成分（质量分数）（%）：0.45～0.60C，2.50～3.00Mn，1.80～2.20Si，1.00～1.30Cr，0.30～0.50Mo。900℃加热空冷，250℃回火后，≥50HRC，冲击韧度29 J/cm²。金相组织为马氏体+贝氏体+残余奥氏体。用来制造中小锤头破碎刚玉、磷矿石等硬物时，使用寿命是高锰钢锤头的2倍以上。而在破碎水泥熟料和石灰石等较软物料时，其使用寿命是高锰钢锤头寿命的4倍左右。该钢的特点是热处理工艺简单，使用中不易断裂，适用于冲击磨。

12) 多元低合金贝氏体铸钢磨球　主要化学成分（质量分数）（%）：0.6～1.0C，0.5～1.8Si，0.7～2.0Mn，0.3～0.5Mo，1.5～2.2Cr，V、Ti、B、Y适量。磨球直径ϕ100 mm。热处理：920℃风冷+350℃空冷。磨球表面硬度57HRC，心部硬度50HRC，冲击韧度10 J/cm²以上。分别在ϕ1.5 m和ϕ2.7 m矿石磨机上进行装机试验，在湿磨、矿石硬度f=10～14的情况下，其磨耗为470～520 g/t，比低合金锻钢球低80%，比低合金铸铁球低40%，与高铬铸铁球相当、破碎率低（小于0.1%）、无失圆偏磨现象，成本比高铬铸铁球低30%～40%。

13) 中碳中锰钢衬板　主要化学成分（质量分数）（%）：0.5～0.7C，0.4～0.6Si，5.5～7.5Mn，S、P分别≤0.03，RE、B、Mg微量。水韧处理。冲击韧度34～37 J/cm²。硬度：加工硬化前为32～34HRC，加工硬化后为56HRC。金相组织以奥氏体、屈氏体为主加一定数量的马氏体。在ϕ2.2 m×6.5 m的水泥粉磨立窑熟料（和20%矿渣）的磨机中生产水泥26 920 t，其相对耐磨性是同时对比试验的高锰钢衬板的2.6倍，据称是一种很好的高锰钢代用材料。

14) Mn-B系空冷贝氏体耐磨钢　这种钢已开发成为铸、锻系列产品。以贝氏体钢球为例，其特点如下：整体高硬度和高韧性，硬度57～61HRC，a_K≥17 J/cm²，其破碎率<1%；磨铜矿时，球磨耗≤250～550 g/t，磨铁矿时，球磨耗≤500 g/t，磨水泥时，球磨耗≤60～75 g/t，磨耗低；制造大尺寸的ϕ150 mm钢球时，内外硬度差≤5HRC；合金成分简单；成本低；成材率高（>85%）；熔炼操作易控制等。对于受力不大的磨损工况条件，发展了高硅无碳化物贝氏体、马氏体复相组织铸钢，以硅作为主加入元素，硅能有效抑制贝氏体中脆性渗碳体的析出，代之以高韧性的薄膜状残余奥氏体，消除了渗碳体的有害作用。在受外力作用时，塑性较好的残余奥氏体对裂纹尖端的扩展有钝化作用，提高了钢的韧性。这类铸锻钢球的硬度为55～60HRC，a_K≥15 J/cm²。破碎率<1%。而无碳化物锻钢球的a_K≥25 J/cm²，破碎率<0.5%。Mn-B系贝氏体铸钢在采用稀土和钛复合变质处理后，硬度为45～52HRC，a_K≥70 J/cm²。通过加热后空冷热处理，可使100 kg重的这类铸钢件获得强韧性优异的贝/马复相组织。

4.2.6　复合轧辊用高速钢耐磨材料

为适应轧钢生产发展的需要，提高轧辊的性能和使用寿命是当务之急。以结构钢作为辊芯，高铬铸铁为外层材料的双金属复合轧辊已不能满足许多高精度轧机对轧辊耐磨性的要求，因此，国内外开发了新型的高碳高钒高速钢作为轧辊外层材料的复合轧辊。这类高速钢的碳质量分数远高于普通高速钢（一般为1.1%～2.0%，有的甚至达到3.5%C）。为保证钢的淬透性，这类钢的铬质量分数一般不低于5%。钨和钼常共同加入，有的不含钨，1%的钼可以取代1.8%的钨，钼的质量分数一般为2%～5%，钨质量分数大致为2%～8%。钒和铌常共同加入，加入铌有利于部分钒溶于基体中，而提高钢的回火二次硬化能力，弥散分布的颗粒状碳化物（VC），对这类高速钢耐磨性的提高起着重要作用。钒的质量分数一般不超过6%～8%（有的高达10%以上），铌含量一般不超过2%。

这类钢一般在浇注前（钢包内）进行变质处理。轧辊成形的方法有多种：离心铸造法，电渣重熔法，连续浇注成形法，喷雾沉积法，热等静压法等。轧辊用高速钢热处理后的显微组织为回火马氏体的基体中分布着MC+M_6C碳化物。高碳高钒系高速钢在室内干摩擦条件下磨损试验的相对耐磨性比高铬铸铁高1倍以上。

下面举一个用这类高速钢制作辊环研究工作的实例。

研制钢的化学成分质量分数范围是（%）：1.4～2.2C，Si≤0.4，Mn≤0.4，4.5～6.5Mo，5～8W，0.6～1.0Al，3.5～4.2Cr，2.5～4.0V，0.8～1.5Nb，0.12～0.20RE，S、P分别≤0.035。辊环采用离心铸造成形。退火处理工艺为880～920℃，3～4 h，炉冷至750～780℃保温2～4 h，再炉冷至500℃出炉空冷，退火后辊环硬度为230～260HB。粗加工后进行淬火和回火处理，淬火温度1 180～1 240℃，喷吹水雾冷却。550℃两次回火处理，硬度大于63HRC，辊面硬度差小于2HRC，距辊环表面30 mm处的硬度也维持在61HRC以上。这类高速钢试样的冲击韧性比高铬铸铁的高出1倍以上。离心铸造的这类高速钢辊环用于高速线材轧机预精轧机架时，每生产1 000 t钢，辊环磨损0.28～0.36 mm，轧后轧槽表面光滑、磨损均匀，各项指标均接近硬质合金辊环，但价格仅为其1/4～1/5，使用寿命比合金铸铁辊环高6～10倍。

离心铸造高速钢辊环时，通过冷型采用双层复合涂料和变换离心机转数等措施，可明显减少辊环铸造裂纹，提高成品率。

4.2.7　低碳、低合金高硬度耐磨钢

为了适应工程机械和矿山采运机械发展的需要，在低合金高强度钢的基础上开发了高硬度、高强度、可焊接耐磨钢板。由于它们是采用轧制方法生产的，可以把热加工强化与热处理强化结合起来进行（例如轧后直接淬火并回火，或实行控轧、控冷工艺等），其强化效果好，节约能源，且具有耐磨、可焊接、可冷加工成形、价格较便宜等一系列优点，很有发展前途。日本新日铁公司的WeltenAR系列，英国的ARQ系列以及美国和日本的其他一些公司（例如住友、日本钢管等）的这类专用钢种等即属于这一类耐磨钢。它们的硬度范围一般是235～500HB。用这种高硬度耐磨钢板制作的煤矿括板运输机中部槽的最终过煤量可以达到400～600万吨，而采用16Mn钢板制造的中部槽的过煤量仅为60～120万吨，即告报废。

这类钢的化学成分以日本新日铁公司的 Welten 系列为例。其中 Welten AR 的化学成分（质量分数）范围是（%）：C≤0.24，Si≤0.35，Mn0.6～1.20，Cr0.40～0.80，Cu0.15～0.50，Ni0.4～1.50，Mo0.15～0.60，V≤0.10，B≤0.005。适用板厚为6～100 mm。而 WeltenAR－E 系中，最高碳质量分数≤0.35%（WeltenAR500E），一般碳质量分数≤0.25%，主要含有（质量分数）（%）：Mn≤1.60、Cr≤0.50、B≤0.005。要求≥477HB 者，还含有（质量分数）≤1.00% Cr、≤0.30% Cu、≤0.15% Mo。这个系列钢的适用板厚为6～50 mm。

4.2.8 用于腐蚀、冲蚀磨损的不锈钢

在许多工况条件下，工件不仅要受到一般的磨损，而且同时要经受腐蚀或冲蚀。

湿法处理矿石设备、海洋采矿设备和矿物运输设备的一些工件，以及各类泵件和水轮机叶片等，大多经受腐蚀或流体冲刷的磨料磨损。而在一般条件下具有良好耐磨性的普通合金钢此时就显得很不耐磨。近年来，对不锈钢或合金在腐蚀条件下的耐磨性研究有了很大的进展。

南非金矿的矿石中，有些石英岩在潮湿的条件下含有大量酸性水，严重地腐蚀采矿设备和运输设备上的工件，这些工件用普通合金钢制造，使用寿命很短。为此曾进行了几种不锈钢与低碳钢、铬钼钢的腐蚀－磨料磨损及金矿现场试验。现场试验表明，对于含有酸性水的金矿所用的采掘设备和运输设备的工件来说，若用 316L、304L、430、3Cr12 等不锈钢制造，与普通用的铬钼钢相比，使用寿命可提高2倍以上。

在冲蚀磨损条件下，有时还伴有流体介质的腐蚀作用。例如燃气轮机和水轮机的叶片、磨煤机叶片以及砂浆泵的工件等。此外，在冲蚀磨损条件下，往往同时存在气蚀作用，耐冲蚀磨损的工件用不锈钢制造也有一定的优越性。

含（质量分数）0.11% C、15.6% Cr、2.34% Ni 和 0.91%C、18.5%Cr、1.15%Mo的马氏体不锈钢，经1 040℃油淬，分别在200～600℃下进行回火，硬度分别为262～427HV（前种成分）和330～636 HV（后种成分）。结果表明，马氏体不锈钢的耐冲蚀磨损能力随回火温度的提高而降低。含碳、铬、钼量较高的马氏体不锈钢，硬度较高，且含有较多碳化物，其耐蚀磨损的能力较含碳、铬量低者为高。

主要化学成分（质量分数）分别为（%）：0.08C，18.2Cr，8.4Ni 和 0.04C，16.9Cr，10.4Ni，2.02Mo 的 304 与 316 奥氏体不锈钢，在退火态下硬度相近（194HV），但是 304 钢有较高的耐冲蚀磨损能力，这可能与其在磨损过程中发生不同程度的 $\gamma\rightarrow\alpha'$ 或 $\gamma\rightarrow\varepsilon$ 相变有关。退火态的 304 钢，在冲蚀磨损作用下，位错密度和孪晶迅速增加，在经受磨损的高度变形区域，由层错组成的复合结构得到发展，促进马氏体在层错交点处成核，最终导致 $\gamma\rightarrow\alpha'$ 相变不断发生。304 钢的层错能较低，在应变过程中位错运动容易透过晶界、裂纹形核的倾向小，因而磨损率较小。而具有较高层错能的材料，在晶界处容易产生多重滑移，因而加速了晶界的硬化、裂纹形核和裂纹扩展，最终导致磨损率加大。316 钢的层错能比 304 钢高，其耐磨性比 304 钢差。

有些不锈钢工件在高温或液体介质中工作，虽然不直接与磨料接触，但是在工作过程中也有可能产生磨料磨损。这是由于在高温下，接触面氧化而生成氧化物，或在液体介质中的腐蚀产物在滑动过程中脱离母体，而以细小颗粒形态留于接触面上，起着磨料的作用。

化学成分（质量分数）为（%）：1.15C，14.5Cr，4Mo，1.2V 的马氏体不锈钢销与烧结碳化钨盘间的销－盘高温磨损试验表明，在低于400℃时，随试验温度的提高磨损率加大，而超过400℃后，随着温度的提高，磨损率反而大幅下降，试验温度达到500℃时，所产生的磨屑完全是氧化物。

奥氏体不锈钢的耐冲蚀磨损能力与其原始状态有关。304 钢在热轧状态下，硬度约为 190HV，经 1 060℃退火后，降低到 150～170HV，延性明显改善。进行冲蚀磨损试验时，用压缩空气喷射粒度为 140 μm 的 Al_2O_3 磨料颗粒，冲击角为 30°，速度为 60 m/s。试验结果表明，经退火的 304 钢的磨损失重反而小于硬度较高的热轧钢。

锰质量分数为 30% 的铁锰铝系不锈钢的抗腐蚀能力稍优于 18Cr－9Ni－Ti 奥氏体不锈钢。用这类锰铝硅钢制造海洋渔船的涡轮推进器获得良好的效果。涡轮推进器既经受海水腐蚀、又承受泥砂冲蚀和汽蚀磨损。

总之，由于外部条件，例如腐蚀、气氛、温度、应力等等因素的作用以及不锈钢材质本身的特性（包括磨损过程中材质性质的改变）等，使得各类不锈钢的磨损问题呈现出多变性和复杂性。

4.2.9 作为耐磨材料的各类合金钢

各种已纳入标准的或通用的非合金（碳素）钢、碳工钢、合金结构钢、合金工具钢、不锈钢、耐热钢、轴承钢、弹簧钢、高速钢、低合金高强度钢等本身或进一步进行表面强化处理，以用于某种耐磨损工况下的例子不胜枚举。例如，用于制造齿轮和牙轮钻头的渗碳、碳氮共渗钢 20CrNiMo（美国的 SAE8700 系和 8600 系）、20Ni4Mo（美 SAE4800 系）、20Cr2Ni4、18Cr2Ni4W、20CrMo 等，以及用于耐磨损、抗冲击的 55SiMoV（SAES2）滚动体钢；用氮化工艺强化的 38CrMoAl 钢等；而 GCr15、Cr12MoV 等钢种，也较广泛地用在抗磨损工件上。此外，几乎任一种钢铁材料工件都可以通过适当的表面处理（或表面改性），工艺而得到强化，从而使一些廉价材料同样可能作为制造耐磨的重要零部件的材料来使用。

5 耐磨钢（铁）的表面强化

近年来，钢铁材料的表面强化技术发展很快，有关新技术、新工艺层出不穷，利用各种表面强化技术可以改善工件的耐磨、耐蚀、抗疲劳、抗冲击等性能。由于形成了表面强化层，可以用价格较低廉的材料取代昂贵的合金钢（铁）、合金或稀有金属，作为基体材料。由于本书材料表面工程卷对材料表面工程有专门的论述，故本节仅简单介绍一些表面处理工艺以作为提高钢的耐磨性方面的实例或研究结果。

5.1 渗碳、碳氮共渗、渗氮

渗碳、碳氮共渗、渗氮（包括软氮化、离子氮化等）等工艺目前仍然是强化机械零件用得最多的工艺措施。特别是渗碳，因操作简便、工艺可靠、无公害、成本较低、所以应用最广。近年来，国内外都在致力于对这种工艺过程进行更精确的控制，以及为适应某种特定零部件热处理的需要，提高整套装备操作的机械化、自动化程度。同时，采用共渗、复合渗（例如氧氮共渗、硫氮共渗、硫氰共渗、渗碳－渗硼、渗碳－渗硫等）工艺，并缩短工艺操作的周期等，也是零件表面强化工作的主要发展方向之一。

各种不同渗氮方法所得到钢的耐磨性不同，对比 38-CrMoAl 钢在各种渗氮处理后的磨损量，其抗金属间黏着磨损的耐磨性按照下列顺序降低：离子氮化最好，软氮化次之，氨中氮化最差。试验表明，在高含氮气氛中进行离子氮化，容易形成化合层，对于黏着磨损具有明显的抑制作用，因此其耐磨性最好，但这种化合物层比较脆，不适于在重载条件下工作。图 13.9-18 和图 13.9-19 示出经不同工艺处理后的渗氮钢与 SCM3 钢对磨时的磨损量与试验机转数的关系。两种不同的试验皆表明，离子氮化工艺试样的耐磨性最好。

5.2 渗硼

经过渗硼工艺处理的廉价钢材（如中碳钢）可以代替合金工具钢，而合金工具钢如果再经渗硼处理，则零件的耐磨性可以进一步得到提高。图 13.9-20 是 45CrMn4 钢与经渗硼处理的 45 号钢，在相同条件下磨损量的比较，由该图可见，后者的磨损量远低于含铬、锰合金元素的 45CrMn4 钢。由于渗硼工艺比较简单、易于实施，具有良好的技术经济效果，作为一种实用的表面强化技术，受到国内外的普遍重视。

5.3 渗硫

钢件表面渗硫也是一种简便易行、经济实用的表面处理工艺。所形成的渗硫层虽然硬度很低，但因其组成相——硫化铁是一种多孔物质，能吸收润滑油、吸附氧和其他表面活性物质，且渗硫层变形阻力小，易沿着滑动方向流动，对金属之间的接触起润滑作用并减小摩擦系数，因此渗硫处理具有良好的减摩性和抗擦伤、抗咬合能力。某些工件渗硼后再进行渗硫处理，可以显著提高材料的耐磨性和使用寿命。一种冷墩（非合金碳素）钢螺母用的 Cr12MoV 冷墩模，在经过980℃淬油，180℃回火的常规热处理后的使用寿命低于 1 千件。而同一钢种，经过渗硼 + 淬火回火 + 低温离子渗硫（850℃渗硼 + 980℃淬火、200℃回火 + 180～200℃离子渗硫）处理后的使用寿命为 10.3 万件。而仅采用渗硼 + 淬火回火处理的这种冷镦模的使用寿命也仅为 1.7～2.9 万件。

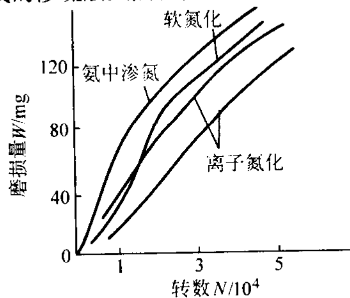


图 13.9-18 不同工艺渗氮后，钢的磨损量与转数的关系
（与 SCM3 钢干摩擦对磨，载荷 600 N）

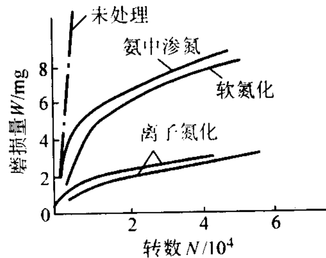


图 13.9-19 不同工艺渗氮后，钢的磨损量与转数的关系（与 SCM3 钢润滑摩擦对磨，载荷 600 N）

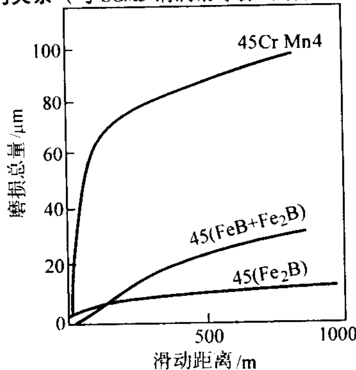


图 13.9-20 渗硼的 45 号钢与 45CrMn4 钢磨损量的比较

5.4 渗金属

渗金属也是一种极有发展前途的工艺。将非合金（碳素）钢或合金钢浸渍在加入钒、铌、铬等碳化物形成元素或它们的氧化物及还原剂的硼砂盐浴中，碳含量较高的钢在这种熔盐中经过一定时间后，表面上可形成一层均匀的高硬度碳化钒、碳化铌或碳化铬。这种方法就是所谓的 TD 法，它可以极为显著地提高工模具的使用寿命。图 13.9-21 示出了渗金属与渗硼的滑动磨率的比较。图 13.9-22 是各种渗层表面硬度的比较。表 13.9-45 列出了不同钢种的碳化物渗层的硬度。表 13.9-46 列出了渗钒对模具寿命的影响。表 13.9-47 给出了落料冲头覆盖 VC 层后的使用效果。

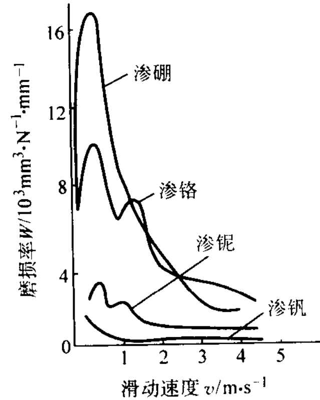


图 13.9-21 渗金属与渗硼磨损率的比较

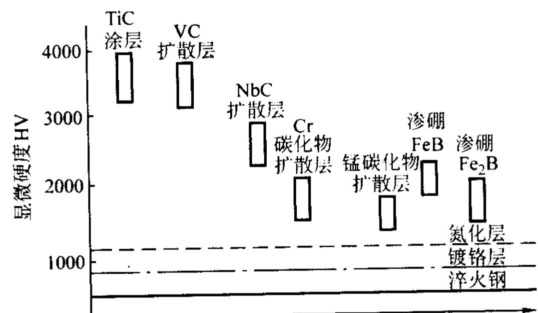


图 13.9-22 各种渗层表面硬度的比较

表 13.9-45 不同钢种的碳化物渗层的硬度

渗 层	显微硬度 HV（100 g）				
	Cr12	GCr15	T12	T8	45 钢
碳化铌	3 259～3 784	2 807～3 784	2 897～3 784	2 400～2 665	1 812～2 665
碳化钒	2 136～3 380	2 422～3 259	2 422～3 380	2 136～2 280	1 560～1 870
碳化铬	1 765～1 877	1 404～1 665	1 404～1 482	1 404～1 482	1 331～1 404

表 13.9-46 渗钒对模具寿命的影响

模具名称	钢 材	原来寿命/万件	渗钒工艺	渗后寿命/万件
冷挤 201 轴承环凹模	GCr15	3	950℃ × 3 h，淬火，回火	24

续表 13.9-46

模具名称	钢 材	原来寿命/万件	渗钒工艺	渗后寿命/万件
冷挤201轴承环凹模	GCr15	3	950℃×3 h，淬火，回火	15
墨笔尖冷冲模	Cr12	3	950℃×5 h，淬火，回火	11.5
墨笔尖冷冲模	Cr12	3	950℃×5 h，淬火，回火	13
冷镦M18螺帽下模	Cr12	2	950℃×7 h，淬火，回火	11.5
冷镦六角螺帽模	Cr12MoV	1.7	950℃×7 h，淬火，回火	5.3

表 13.9-47 落料冲头覆盖VC层后的使用效果

原处理的效果		覆盖VC层后的效果	
基体材料的硬度	报废时的冲制件数及原因	基体材料的硬度	报废时的冲制件数及原因
62HRC（淬火回火）	550件，侧面咬合，不能再加工而报废	56HRC	4 000件时卷刃，再磨刃10次，至45 000件时报废

5.5 热喷涂（喷焊）和堆焊

这些工艺已逐渐成为工业上常用的钢铁材料耐磨、耐蚀的有力技术措施。热喷涂的特点是：可以使用各种材料（氧化物、硼化物、碳化物等）制成高耐磨涂层；可利用简易的表面冶金法，在零件表面上获得预定成分的表面层；可以喷涂增加表面润滑性能的涂层；可以只对局部进行喷涂和反复喷涂，对修复磨损件极为方便。

喷焊则是在喷涂的基础上，使工件表层发生薄层熔化，而与所喷射的熔化材料形成冶金结合，其结合力比喷涂要大得多，且致密性好，因此，可用于承受冲击、冲涮的工件。在钢轨磨损处喷焊铁基自熔性合金，用于提高抗表面疲劳磨损取得了优良效果。表13.9-48列出了采用自熔性合金喷焊的应用实例及效果。汽车零件的不同热切边模具采取等离子喷焊耐热耐磨损涂层后的使用寿命对比见表13.9-49。

表 13.9-48 自熔性合金耐磨喷焊应用实例及效果

应用实例	喷焊材料	喷焊工艺	使用效果
冷拔无缝钢管内模	Ni基合金（102铁）	气体喷焊	寿命提高5～6倍（与原来使用45钢渗碳淬火再镀铬相比）
大型挖泥船耙头	Ni基合金	气体喷焊	耐磨性大大增加
农用犁铧	高铬Fe基合金	等离子喷焊	比原65Mn、65SiMn钢寿命提高近2倍
钻杆接头	高铬Fe基合金	等离子喷焊	比原35CrMo钢寿命提高1～3倍
轴承环的热锻模具	Co基合金	等离子喷焊	耐热磨损，寿命比原3Cr2W8模具钢提高3～5倍
内燃机排气阀	Co基合金 Ni基合金	等离子喷焊	比原来堆焊效率提高3～5倍
行星齿轮切边凹模	Co基合金	等离子喷焊	寿命提高5～6倍
玻璃模具	Ni基合金	气体喷焊	一次性使用寿命比原用灰铸铁提高5倍以上
铁路钢轨	Fe基合金	气体喷焊	抗疲劳磨损相对耐磨性提高2～3倍
通用阀门密封面	Fe基合金（WF-311，WF-312）	等离子喷焊	抗擦伤性比2Cr13堆焊提高3～5倍

表 13.9-49 等离子喷焊热切边模具的使用寿命对比

模具名称	压床	剪切状态	原模具材料	现模具材料		使用寿命/万件		
				基体	喷焊层	原寿命	现寿命	提高倍数
半轴齿轮切边凹模	250T	热切	铸8Cr3	45钢	钴基合金	0.8	6	7.5
行星齿轮切边模	250T	热切	铸8Cr3	45钢	钴基合金	0.4	2.3	5.6
连杆切边模	160T	热切	铸8Cr3	45钢	钴基合金	0.6	3.8	6.3

5.6 气相沉积和离子注入

气相沉积（物理气相沉积PVD、化学气相沉积CVD和两者复合的气相沉积）、离子注入等是一种较新颖的表面强化技术，目前正在工模具钢及一些精密的转动和滑动零部件上推广使用，所获得的超硬表面覆盖层具有很高的耐磨性。表13.9-50给出了由气相沉积形成的一些耐磨涂层材料。表13.9-51举例说明了一些国家应用物理气相沉积强化刀具的实用效果。表13.9-52是TiC气相沉积涂层在模具上的实用效果。表13.9-53列出了采用离子注入处理的一些应用实例。

表 13.9-50 气相沉积形成的一些耐磨涂层材料

碳化物	TiC，Ti（C，N），HfC，VC，TaC，SiC，ZrC，W_2C，WC，NbC，MoC，Cr_3C_2，B_4C
氮化物	TiN，HfN，VN，NbN，ZrN，Si_3N_4，BN
氧化物	TiO_x，Al_2O_3
硼化物	TiB_2，HfB，ZrB，VB_2，FeB，Fe_2B

表 13.9-51 PVD强化刀具表面的实用效果举例

刀 具	加工对象	切削用量	实用效果
SKH57 车刀（日）		30 m/min，2 mm，0.24 mm/转	提高寿命 5~10 倍
P6M5 车刀（原苏联）	45 钢，187~197HB	30~60 m/min，0.25 mm/转	5 倍左右
SKH55 车刀（日）			3~12 倍
高速钢铣刀（日）	DM 钢，31HRC	14.5~18.2 m/min	3~5 倍
P6M5 铣刀（原苏联）	40X 钢，184~217HB	2 mm	2.2 倍
高速钢铣刀（美）			2.5 倍
SKH55 滚刀（日）	45 钢，21~25HRC	28.3 m/min，1 mm/转	5 倍
SKH9 插齿刀（日）	SCM415 钢	44~66 m/min	8~12 倍
高速钢钻头（德）	42CrMo 钢		比渗氮高 3 倍
高速钢拉刀（原苏联）	XП 钢，156~207HB	20~25 mm/min	1.6~1.8 倍
M2 铰刀（美）			10 倍

表 13.9-52 TiC 涂层模具的实用效果

工 序	工 具	原 材	失效原因	涂覆 TiC 的效果
冲裁	冲头	SKH9	划伤	寿命提高 6~12 倍
冲裁	修正模	SKH9	划伤，麻点	寿命提高 2~7 倍
冷锻	冲头	SKH9D	麻点	寿命提高 3~14 倍
冷锻	成形冲头	SKH9D		寿命提高 2~4 倍
冷锻	成形冲头	SKH57		寿命提高 60~120 倍
拉延	拉深模	SKD11	划伤、磨损	寿命提高 10~50 倍
冷锻	垫板	SKD11	麻点	寿命提高 7 倍以上
冷锻	压印模	SKD11	麻点	寿命提高 10 倍
拉丝	拉丝模	SKD11	麻点、划伤	比渗氮寿命高 70~200 倍
拉丝	拉丝模	SKD11	麻点、划伤	比镀铬的寿命高 10 倍
粉末成形	冲头	SKH9	磨损、划伤	寿命提高 11~31 倍
压铸	冲头	SKD61	划伤	寿命提高 2 倍

5.7 电刷镀

电刷镀也是近些年发展较快的一种表面强化技术。它用电极刷代替了电镀槽，浸蘸镀液后，直接在被镀工件上刷涂。这种工艺得以迅速发展的原因是由于它具有一系列的优点：可以对一些大型（甚至形状复杂的）工件进行现场修复；可以进行磨损零件的局部修复和选区电镀；可防止镀液对环境的污染；与基体的结合强度比用一般电镀法要高等。表 13.9-54 给出了在 En31 钢上刷镀钴基合金镀层后，在针 - 盘试验机上的磨损试验结果。盘试样为 4620 钢，硬度为 58~60HRC。表 13.9-55 是热锻模刷镀钴基合金镀层的磨损试验结果。试验用 En3B 钢圆柱试样（ϕ12 mm × 8 mm），加热到 1 100~1 140℃，在锻锤上一次压到 6 mm。锻锤表面刷镀合金，经 1 000 次锻造后，测量磨损体积。由表 13.9-55 可见，刷镀合金后，锻模的平均磨损量减少了 160%~330%。

5.8 双金属复合材料及铸渗

双金属复合材料及铸渗工艺也是一种新发展的，节约贵

表 13.9-53 离子注入的应用举例

应 用	材 料	处 理	结 果
切纸机	1C - 1.6 Cr 钢	$8 \times 10^{17} N^+ /cm^2$	延长切割寿命 2 倍
醋酸盐打孔机	铬板	$4 \times 10^{17} N^+ /cm^2$	改善产品
塑料穿孔带	高速钢	$8 \times 10^{17} N^+ /cm^2$	延长寿命 5 倍
合成橡胶切割机	WC - 6% Co	$8 \times 10^{17} N^+ /cm^2$	延长寿命 12 倍
硬质合金刀具	4Ni - Cr 钢	$4 \times 10^{17} Co^+ /cm^2$	减少污染 1/3
成形刀具（车刀）	12Cr - 2C	$4 \times 10^{17} N^+ /cm^2$	大大减少黏着磨损
铜棒冲模	WC - 6% Co	$5 \times 10^{17} C^+ /cm^2$	提高生产率 5 倍
拉模	WC - 6% Co	$2 \times 10^{17} Co^+ /cm^2$	延长寿命
钢丝模	WC - 6% Co	$3 \times 10^{17} C^+ /cm^2$	磨损速率降低 1/3

表 13.9-54 En31 钢刷镀钴基合金镀层的磨损试验结果

镀层合金	磨损率/10^{-1}mm·cm^{-1}	摩擦系数
无镀层	9.1	0.77
刷镀 Co-Mo，厚 12 μm	3.9	0.39
刷镀 Co-W，厚 12 μm	3.8	0.38

表 13.9-55 热锻模刷镀钴基合金镀层的磨损试验结果

镀层合金	镀层厚度 /μm	平均磨损体积 /mm^3
无镀层	—	4.37
刷镀 Co-Mo	13	1.01
刷镀 Co-W	13	1.69

重元素、节约能源、充分发挥不同材料特性，值得大力提倡的方向性的工艺措施。对此，研制得比较多的是各类板锤、锤头、打击板以及球磨机衬板等。常采用的是高铬白口铸铁与非合金（碳素）钢、低合金钢或高锰钢的复合。这种匹配充分发挥了高铬铸铁的高耐磨性与钢韧性好的各自特长。下面举几个经过工业生产考核的双金属复合材料及铸渗工艺的实例。

1）用 15Cr3Mo（或 15Cr3Mo1Cu，15Cr3Mo1CuTiVBRE）高铬钼铸铁复合 ZG25 非合金（碳素）钢制作电厂风扇磨煤机的冲击板，其使用寿命为 ZG50Mn2 和 ZGMn13 材料冲击板使用寿命的 3~4 倍。

2）15Cr1Mo1Cu 高铬钼铸铁加 ZG35 钢复合的锤式破碎机锤头与锤柄，在破碎石灰石与白云石时，其使用寿命比高锰钢提高 5.7 倍。

3）用高铬白口铸铁与 45 号钢等双金属，经复合铸造工艺生产大型球磨机（ϕ5 m×15.6 m）衬板、各种规格的颚式破碎机颚板、各种规格的锤式破碎机锤头、反击式破碎机板锤、挖掘机斗齿等 72 个品种，2 000 多吨工件，经全国 90 多家用户现场使用结果表明，比用高锰钢件寿命提高 3~6 倍。

4）用胶把高铬铸铁齿块黏结在高锰钢基体盲孔内，破碎时的挤压力使高锰钢塑性变形，把齿块包紧，从而构成双金属复合齿板，在破碎花岗岩石料时，其耐磨性比高锰钢提高 2.45 倍。

5）采用 15Cr2Mo1Cu（或 15Cr2Mo1Ni）与 25 号（或 35 号）钢复合铸造端衬板，经 ϕ3.2 m×3.1 m 硬矿湿式格子板型球磨机装机试验，其使用寿命比高锰钢端衬板提高 1 倍。

6）高铬白口铸铁铸渗在 ZG30MnSiTi 材质的风扇磨机的冲击板表层上，其耐磨性比原材质 ZG50Mn2 的耐磨性提高 28%。WC 表面铸渗层的耐磨性比高铬白口铸铁铸渗层的要提高 7 倍（实验室数据）。

6 正确认识、合理选择钢铁耐磨材料

耐磨性不是钢铁材料本身固有的特性，而是一个系统工程问题。材料的性能只是影响耐磨性的一个重要因素。影响钢铁材料磨损的因素很多，它包括使用的工况条件（载荷、速度、运动方式、润滑条件、温度、湿度等，环境与介质的化学作用等），被磨物与匹配物的物理化学性质，材料因素（化学成分、洁净度、显微组织、力学性能等），零件表面状况及物理化学特性等，其中某一个因素的改变都可能使材料的磨损量发生变化 。要提高钢件的耐磨性，需要从特定条件下的摩擦、磨损、腐蚀，润滑系统进行整体考虑和设计，才有可能取得预期的效果。摩擦、磨损学是个复杂的多学科问题，至今仍然是一个年轻的、不够成熟的学科，因此还提不出系统完整的理论或定律对生产实践进行指导，人们还得从大量的实验数据中去寻找提高材料耐磨性的途径和规律。

钢铁材料的磨损数据（或耐磨性、相对耐磨性等）并不像其他常规力学性能数据那样具有通用性。在评价某种耐磨钢（铁）质量的优劣时，不应绝对化，只有严格地做到工况与操作条件同一时，磨损数据才有可比性、有参考性。

摩擦、磨损是发生在材料（界面）之间的一种行为。互相接触的两种（或多种）材料的性质之间的匹配对磨损结果影响很大。正如前面曾指出的那样，同一成分，组织状态相同的同种钢铁材料在配对摩擦时，将产生严重的磨损（两者易于发生黏着甚至咬合），而这种钢铁材料在与另外的、不同类别、不同状态的材料进行匹配摩擦时，则可能表现出很高的耐磨性能。同一种钢铁材料所表现出来的截然不同的磨损情况，可以归因于金属之间的互溶性问题。互溶性较好的金属摩擦副将加速磨损，这一点已为大量的试验所证实。

在磨矿介质中，除了应注意与物料等因素的适应性问题外，同样应注意钢铁材料间的匹配问题。例如，用高锰钢作为衬板，高铬铸铁作为磨球组成匹配的磨矿介质，效果就可能很差。根据经验，当球磨机衬板的硬度（指加工硬化后的硬度）比钢球低 2~4HRC 时，可取得较好的耐磨性效果。

在低或中等冲击下的干式磨料磨损中表现出相当高耐磨性的高铬铸铁，却不适宜于在湿式磨料磨损中（例如湿式球磨机）使用，在湿磨条件下，它的耐磨性与低合金钢差不多。

大力发展和采用低、中合金耐磨钢（铁）应当成为我国开拓耐磨钢（铁）品种、提高耐磨钢（铁）质量的主要方向之一。一来由于我国的合金资源并不富裕，二来是国内确实存在不少不合理的使用高合金耐磨钢铁材料的情况。就国外的情况而论，美国及加拿大的矿物总产量超过我国，但这两个国家每年使用的高锰钢总量仅约为 10 万吨，而我国每年高锰钢的用量却超过这个数量的几倍，这其中虽然包含有我国高锰钢的冶金质量不如美、加等国的因素，但主要原因还是用钢不当，在本应使用低、中合金钢或其他耐磨材料时，不合理的滥用了高锰钢，致使工件寿命低下并造成资源严重浪费。正如前面所指出的，以及大量生产实践所表明的那样，在许多工况条件下，用低、中合金耐磨钢取代高锰钢完全是可能的，且前者的使用寿命往往超过高锰钢的几成甚至数倍。

编写：朱维翰（钢铁研究总院）

第10章　易切削钢

易切削钢是容易被切削加工（车、铣、铇、钻、拉等），即被切削加工性能良好的一种特殊钢，简称易切钢，又叫自动机床加工用钢，简称自动钢。

所谓易切削，或切削加工性能良好，是指用这类钢进行切削加工时它的切削抗力小，切屑易断且容易排除，可采用较高的切削速度，对切削刀具的磨损小，可延长刀具的工作寿命，而且加工成的零件表面平滑光洁，尺寸精度高等。易切削钢适用于自动机床进行高速切削，能够大批量生产，提高生产效率，降低生产成本。

(1) 改善被切削性能的途径

1) 调整化学成分和进行热处理

调整化学成分和进行热处理的目的在于改变钢的显微组织和硬度。

钢中的碳、合金元素以及残存的杂质元素和钢的显微组织等都会影响钢的被切削性能。

碳对钢的强度、硬度具有很大的影响，因而对其被切削性能也有很大影响，并从而影响加工零件的表面光洁度和加工的功率。

图 13.10-1 表示钢的碳含量、硬度对被切削加工性能的影响。由图可知，在碳质量分数很低（例如 0.10%）时，钢的硬度很低，韧性很好，切屑容易黏在刀刃上形成积屑瘤，而且切屑发黏不易断，使加工性能变差，加工零件的表面粗糙。随着碳含量增加，钢的强度、硬度上升而塑性和韧性则下降，所以被切削加工性能得到改善。当碳质量分数为 0.2%左右时，钢的切削加工性能最好，因此硬度与韧性配合适当时，切削易断，对刀具磨损也较小。碳含量如再进一步提高，过高的硬度使切削抗力增加、刀具磨损加重，被切削加工性能下降。

镍、铬、钼、钒、钨、硼等各种元素都可提高钢的强度、硬度，因而对被切削性能不利。可形成各种硅酸盐的元素，例如铁、锰、铝、钙等，在用硬质合金刀具高速切削加工时，有利于钢的被切削性能；若用高速钢刀具切削时则降低钢的被切削性能。

材料的硬度对其被切削性能有决定性影响。一般说，同一种材料的硬度（强度）越高，被切削性越差。因为材料硬度越高，刀具磨损越大，故刀具磨损随硬度一起上升，如图 13.10-2 中曲线 *A* 所示。但是材料硬度过低，切削时材料与刀具越容易黏结，切削热使温度上升而引起的热磨损也越大，此时材料硬度对刀具磨损的影响如图 13.10-2 中曲线 *B* 所示。实际上材料的被切削性能是上述两条曲线叠加作用的结果，如图 13.10-2 中 *C* 曲线所示。曲线 *C* 的变化表明材料硬度大约为 160～200HB 时，被切削性能最好（曲线 *C* 中间凹陷部位），而硬度过高或过低（曲线 *C* 的两端部位）时材料被切削性能都不理想。

材料的加工硬化能力对切削性能也有很大影响。高锰钢、奥氏体不锈钢等在常温下硬度不高，但随着加工而硬化，表面硬度增加 1 倍至 2 倍，使切削力提高，加大刀具磨损。材料在切削中随着温度升高而产生软化是正常现象，而有些材料的高温硬度（强度）较高，即这种软化使硬度下降很少，则其被切削性能也不好。例如 20CrMo 钢常温下的强度约比 45 钢低 60 MPa，但在 600℃时强度反而比 45 钢高约 170 MPa，故 20CrMo 钢的被切削性实际上比 45 钢低。

对于低碳钢，凡是有助于提高硬度、降低塑性的显微组织变化都能改善被切削性能，而对于高碳钢，正好相反，凡是有助于降低硬度的显微组织变化都可改善钢的被切削性能。这里所说的显微组织包括基体组织以及析出物和夹杂物。

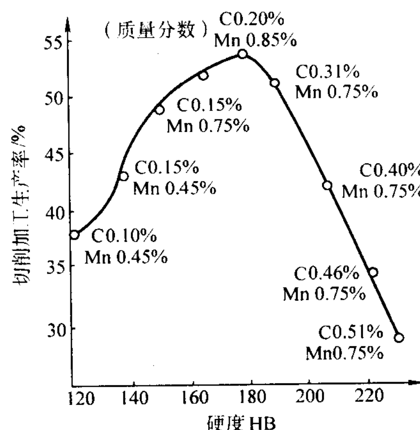


图 13.10-1　碳含量对被切削性能的影响

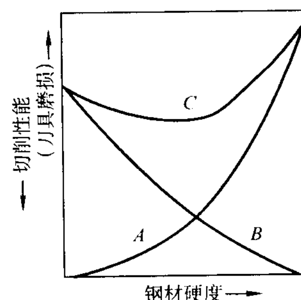


图 13.10-2　材料硬度与被切削性能的关系

① 铁素体　铁素体的硬度很低，约为 50～90HB，塑性（ψ 为 60%～75%）和韧性很高，故其被切削抗力也较低，但是因为切屑与刀具易黏结而增大对刀具的磨损，而生成的积屑瘤使加工面的粗糙度大大增加，切屑长又不易碎断，致使被切削性能很差。因此，铁素体钢和低碳钢的被切削性能不好。

② 珠光体　由铁素体和碳化物（渗碳体）组成的机械混合物——珠光体的硬度适当（160～260HB），塑性和韧性不高，故被切削性能好。在亚共析钢中，当铁素体与珠光体的含量比例适当时（珠光体含量体积分数为 10%～30%）则有很好的被切削性能。低碳钢、中碳钢（碳质量分数不超过 0.35%）具有片状珠光体时被切削性能最好，为索氏体时居次，而为托氏体时最差。（但在精加工时，索氏体的表面质量良好。）碳质量分数在 0.40%以上的中碳钢，球状珠光体在粗加工后有很好的表面质量，刀具的磨损也小，寿命长；而在精加工时，片状珠光体则容易产生较好质量的表面。高碳钢经球化处理后的珠光体组织具有优良的被切削性能。

③ 奥氏体　奥氏体的韧性很高，硬度较低，而且加工硬化显著、导热性又差等原因使其被切削性很低。

④ 马氏体　马氏体的硬度和脆性都很高，故被切削性能不好。即使低碳（$w_C < 0.15\%$）马氏体的硬度也可达 400～450HB，故许用切削速度只有 45 钢的 1/3；高碳马氏体的硬度更在 600HB 以上，其许用切削速度只有 45 钢的 1/10 左右，故马氏体钢的被切削性能很差。

⑤ 魏氏组织　钢中的魏氏组织一般都是粗大的，其铁

素体、渗碳体多呈针状沿一定晶面分布，破坏了珠光体组织的连续性，降低韧性。这种组织可使碳含量较低的钢获得较好的被切削性能。而未过热的细晶粒奥氏体转变生成的魏氏组织具有较高的强韧性，则被切削性能被降低。

⑥ 带状组织　带状组织内的铁素体和珠光体分别以带（层）状相间地分布，而且其方向基本与加工方向一致，削弱了珠光体应有的应力集中作用，对被切削加工是不利的。

通过改变钢的化学成分和热处理工艺，就可以改变钢中的显微组织，从而改变钢的被切削性能。

低碳钢可以通过正火进行处理、冷拔加工等提高其硬度，高碳钢可以利用球化退火处理降低硬度，达到改善被切削性能的效果。表13.10-1举例说明碳含量不同的钢具有良好被切削性能时的显微组织。

表13.10-1　碳含量不同的钢具有良好被切削性的组织

碳质量分数/%	处理制度	显微组织
0.06～0.20	热轧或高温正火状态	粗大铁素体＋珠光体
	冷拔变形	铁素体＋珠光体
0.21～0.30	正火状态	铁素体＋珠光体
0.31～0.40	退火状态	铁素体＋粗珠光体
0.41～0.60	退火状态	粗珠光体＋粗球化组织
0.61～1.00	球化退火	球化组织

钢中的非金属夹杂物对被切削性能也有影响。硬度高、具有磨料作用的夹杂物，例如硅、铝、铬等的氧化物及铝、钛、锆等的氮化物都加速刀具的磨损，损害被切削性能，应当防止或减少这类夹杂物。如果这些夹杂物能形成某些复合夹杂物，其对被切削性能的不利影响会有所削弱。

2）加入特殊元素　在钢中加入一种或几种元素，利用其本身或与其他元素形成对切削加工有利的夹杂物，从而改善钢材的被切削性能。这种方法与第一种方法不同之处在于它并不改变钢的基本显微组织和硬度，只是改善钢的被切削性能。通常所说的易切削钢就是指用这种方法得到的切削性能良好的钢。

易切钢中最常使用的改善切削性能的元素是硫和铅，此外还有钙、硒、碲、磷等。这些元素或单独使用，或同时加入两种、三种甚至多种，成为复合添加元素的超易切削钢。

易切削钢从成分上可分为易切削碳素钢、易切削合金钢；从用途上可分为易切削结构钢、易切削工具钢、易切削不锈钢等，此外还有易切削非调质钢。

（2）易切削钢的发展过程

在零件的生产过程中切削加工所占的地位非常重要，所需的费用也很高，例如在汽车零件的加工中，切削加工费用可占到50%。因此，如何降低这笔费用、提高生产率和改善零件加工表面的质量，一直是人们关注和研究的问题。特别是随着技术的发展，自动机床、高速切削的应用越来越多、范围越来越广；以及新型切削刀具和新切削工艺的使用大大提高切削速度，而且对各种加工零件的表面光洁度、尺寸精确度的要求也更加严格，这一切使钢的被切削性能变得更为重要和突出。为此世界各国都在认真研究，寻求物美价廉的易切削材料，开发性能优良的易切削钢，完善自己的易切削钢系列和标准。

易切削钢最早出现于上20世纪20年代，至今已经约80年。第一次世界大战期间（1914—1918年）因钢材应用量大而供应又短缺，致使一些硫、磷等杂质含量较高的钢材也被应用，但出乎意料的是这些钢的被切削性能反而格外好，因而引起人们的注意。研究证明正是这些钢中较高的硫和磷含量等使其中生成弥散分布的MnS，破坏了基体组织的连续性，或是钢中铁素体被脆化才改善了可切削性。由此，人们开始有意地向钢中加入易形成夹杂物的元素来提高钢的可切削性，从而开始易切削钢的研究工作。

1920年以后，英、美、日、法、原苏联等国相继生产和使用硫系易切削钢，并逐步标准化。其中尤以日本的发展最快，1940年大量生产易切削钢，1952年制定JIS国家标准，至今其产量最多，增长速度也最快。在目前硫系易切削钢在易切削钢中仍占有很高比例。

从铅黄铜的切削性能优良、表面良好得到启发，1932年出现含铅的易切削钢。1937年美国研究出著名的Ledloy含铅易切削钢，1960年日本引进含铅易切削钢生产技术并开展广泛研究，已经推出10余种含铅易切削钢。因为氧化铅易挥发、有剧毒，如何防毒、安全生产的问题就成了开发和推广铅易切削钢的焦点。1960年原苏联解决了加铅和防止污染的问题，正式开始生产铅易切削钢。

20世纪30年代出现了含硒、碲的易切削钢，1932年硒易切削钢和碲易切削钢的专利问世，但硒和碲的氧化物也都有毒性和易挥发。

性能更好的铅硫复合超易切削钢的出现适应了高速、自动化切削加工及提高零件加工精度的要求。1961年美国内陆钢公司生产出Pb－Fe－S多元复合超易切削钢Ledloy AX，其性能可与切削性能优良的铅黄铜相比。1966年日本引入此钢技术并开始生产。硒、碲可分别加入，也可同时加入，钢的被切削性能大致相同。

1962年出现含铋易切削钢，20世纪70年代出现了含锆、硼的易切削钢。

20世纪60年代开始从冶炼工艺研究加入脱氧剂的类型、数量、加入方法对获得有利于被切削性能的夹杂物及其数量、类型、粒度、分布等参数的影响。1964年原西德提出用钙脱氧，从而出现含钙易切削钢的专利，1972年日本公布了用钛脱氧的Ti－S易切削结构钢专利。

我国从1953年开始生产硫系易切削钢，1955年纳入重工业部部颁标准，1963年建立硫系易切削结构钢系列。1964年开始试制硫磷系及铅系和硒系易切削钢。1970年开始生产钙系、钛系脱氧控制型易切削结构钢。1974年后进行Ca－S系易切削钢研究。1977年稀土易切削钢20CrRES、20CrMnTiRE等钢研制成功。目前我国可生产结构钢、非调质结构钢、不锈钢、模具钢等多个领域的易切削钢。

（3）易切削钢的重要作用

易切削钢的出现与广泛应用是和经济发展、技术进步密切相连的。大约90%以上的钢材要经过机械加工制成各种零部件才能付诸应用，所以几乎所有的钢都应具有良好的可切削性。

易切削钢与同种非易切削钢相比，由于具有良好的可切削性而提高生产效率，减少能耗，降低加工成本，产品加工表面质量大大改善，而且减小刀具磨损，延长其工作寿命。日本自动化生产线上加工零件的切削时间每缩短一秒钟，就能节省一日元，所以易切削钢的应用具有明显的经济效益。这就是易切削钢获得迅速发展、产量不断增加、应用范围不断扩大的原因。

冶金工业技术的迅速发展能够生产大量、多品种优质易切削钢，为高速自动加工业提供有力的支持，而自动机床、高速切削技术的进步也为易切削钢的广泛应用开辟了广阔的天地。现在机械制造、汽车、仪表、化工等许多领域中都大量使用各种易切削钢。

1　易切削元素

1.1　硫

硫是主要改善钢易切削性的元素。

当钢中含有足够量的锰时，硫则几乎完全生成塑性的MnS非金属夹杂物，在热加工时被延伸成条状或拉长的纺锤形，沿加工方向分布。这种MnS破坏金属的整体性，如同一个个微小的缺口，使切削时撕裂金属所需的能量减小，降低切削抗力；切屑的弯曲半径也小，短小而易碎断；同时MnS还具有润滑作用，减小切削加工摩擦阻力，本身的硬度又低（约190HV），故可减轻刀具磨损，提高刀具寿命和加工表面质量。

硫易切削钢的硫质量分数一般为0.08%～0.35%。随着硫含量的增加，低碳钢、中碳钢的被切削性能不断提高。在硫的质量分数为0.10%左右时其作用最明显，超过0.10%后再提高硫含量作用变小，到0.30%以后基本达到稳定（图13.10-3）。硫含量过高使钢热加工困难，易出现热脆。

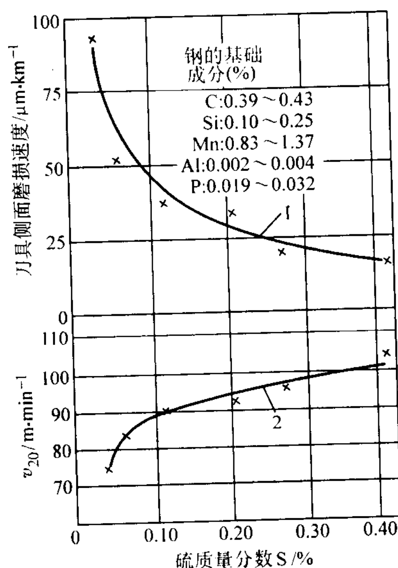


图13.10-3 硫含量对中碳钢被切削性能的影响

1—刀具磨损；2—刀具寿命为20 min的切削速度（v_{20}）

在增加硫含量时应同时增加锰含量，使二者保持适当比例，以保证生成熔点较高的MnS，防止生成沿晶界分布的熔点较低的FeS，导致热脆性，降低钢的热加工性能。

硫化物的形状对钢的被切削性能有重要影响。粗条状比细条状更好，圆形或纺锤形对被切削性能尤为有利。但是MnS也增加钢材的各向异性，显著降低横向塑性与韧性，并损害钢的耐蚀性。

硫易切削钢一般不适合作电弧焊接件，因焊接时硫被氧化，产生SO_2气体，在焊缝金属中形成气孔，损伤焊接接头的性能。

为辅助提高硫易切削钢的被切削性能，可以同时加入适量的磷，增加钢中铁素体的硬度、降低塑性，减小切屑和刀具的黏结。还有一种低硫的易切削钢（硫质量分数为0.04%～0.07%的碳素结构钢），可减小硫的不利影响，被用于汽车制造等工业部门。

1.2 铅

钢中残余铅质量分数一般极少，最多也仅是0.001%左右。但是将铅加入钢中却能显著改善切削加工性能。

实际上铅并不溶于钢中形成固溶体，也不与其他元素形成化合物，而是以分散的细小颗粒存在（直径为几微米）。在切削加工时刀具与切屑之间剧烈摩擦，产生的热量使熔点很低（327℃）的铅粒以熔融状态浸出，不但直接起到润滑剂的作用，减少摩擦和切削抗力，还可使被切削部分的加工硬化现象趋于缓和，同时促使被切削部分加速流动，因而大大改善切屑的断屑性能。铅易切削钢的被切削性明显提高，切削速度可达60 m/min。

铅对被切削性能的影响主要取决于它的粒度和均匀分布的程度。过剩的铅会形成大颗粒和成分偏析，故铅易切削钢的铅质量分数一般在0.1%～0.30%，最佳含量约0.2%。因为铅是以微粒状分布，没有方向性，故不会导致力学性能的异向性。故铅易切削钢与硫易切削钢相比，各个方向的力学性能比较均匀。铅对钢一些力学性能虽有不利的影响，但远比含硫夹杂物的影响小，所以铅易切削钢的强度也比硫易切削钢高。

在钢种和热处理状态不同时，铅改善切削性能的作用也不相同。与不含铅的钢相比，加入质量分数为0.15%～0.35%的铅可使被切削加工性能提高25%左右。在铅易切削钢中若同时含有适量的硫和磷，被切削性能更好，称为超级易切削钢，此时有一些铅集结于MnS周围，结合成复合夹杂物，热轧后铅处于沿轧制方向延伸的MnS的端部，会成为纺锤形，有利于被切削性。

1.3 钙

钙易切削钢中的钙质量分数为0.005%～0.01%（一般是用SiCa铁进行脱氧）。钙与氧的亲和力高于锰、硅等元素，而且能使多种金属形成含钙的氧化物，其中钙黄长石（$2CaO·Al_2O_3·SiO_2$，亦称长石）、钙斜长石（$CaO·Al_2O_3·2SiO_2$）是三元氧化物相，都有利于改善被切削性能。钙夹杂物属于脆性夹杂物，但在1 000℃以上则转变为塑性夹杂物。低熔点的Ca－Al－Si复合氧化物在切削加工时熔敷在刀具切削面上形成一层薄膜，起润滑、减小摩擦的作用，保护刀具，提高其耐用性，而不是提高钢材本身的被切削性能。这一点与上面介绍的含硫易切钢、含铅易切钢的机理是不同的。

生产钙易切钢的关键是在冶炼过程中得到钙铝硅酸盐夹杂物，而不能生成钙铝酸盐（$mCaO·Al_2O_3$），因为后者对被切削性能有极大害处。

钢中加入钙在提高被切削性能时对力学性能几乎没有影响。

1.4 磷

磷能改善钢的被切削加工性能是因为能强化α铁、γ铁，适当提高它们的硬度，所以一些易切削钢中含磷。

磷在钢中的溶解度极小，也不形成任何夹杂物。被磷固溶强化的基体组织在冷加工中的硬化率增大，故钢被切削时切屑易脆断和排除，同时也提高切削表面的光洁度。含磷低碳易切削钢中一般磷质量分数在0.07%～0.12%。含量再高会因基体硬度和冷加工硬化率过高反而有损被切削性能。不过磷改善切削性能的作用并不很强，一般不单独使用，多是和硫复合加入以收到互相促进的效果。

此外，磷也强烈地增加钢的冷脆性，故冷拔时易断裂，尤其在寒冷季节更需注意。

1.5 硒和碲

硒和碲在元素周期表中和硫同族，性能与硫颇为相似，在易切削钢中的作用也和硫相似。

硒和碲与锰生成类似于MnS的MnSe和MnTe，但是硒、碲的化合物的颗粒比硫化物颗粒小而且分散，在热加工过程中不像硫化物那样容易变形，所以热加工后力学性能的方向性不显著，故硒和碲对钢力学性能的影响比硫小。

硒和碲是稀有的贵重元素，价格较高，所以很少使用，只用于一些较高级的合金钢。例如，为改善被切削性又不过多影响抗蚀性的含硒（质量分数为0.15%～0.25%）不锈钢和含碲（质量分数为0.03%～0.10%Te）不锈钢、含质量分

数为0.05%碲的轴承钢等。硒和碲的沸点很低，炼钢时回收率低且很不稳定，并对人体有害。在使用时硒、碲多与硫、铅等复合加入。

1.6 其他元素

氮能提高钢的强度和脆性，容易形成短而碎的切屑，改善被切削性能。

在低碳易切削钢中氧会使硫化物呈纺锤形，降低硫化物的长宽比，使被切削性能改善。

硅和铝均为炼钢时的脱氧元素。硅固溶于铁素体使其硬度增加，与氧生成高硬度夹杂物；铝在钢中也生成高硬度的Al_2O_3，都加剧刀具的磨损，不利于切削加工。在低碳易切削钢中，硅和铝脱氧降低钢中氧含量，硫化物易成细长条形状，也使加工性能变差。

铋在元素周期表中与铅在同一周期内且相邻，在钢中的作用也与铅极相似，在不显著影响钢其他性能时可显著改善被切削性能。铋与硫复合加入时改善被切削性能的作用更大。

锰与硫有较大的亲和力，很容易生成熔点比FeS高的MnS，防止FeS在晶界上形成薄膜，防止钢热脆现象，而MnS能使切屑容易碎断，改善被切削性能。易切钢中的锰质量分数视硫含量而定，一般为0.60%～1.60%。

各种易切削元素对被切削性能的影响列于图13.10-4。

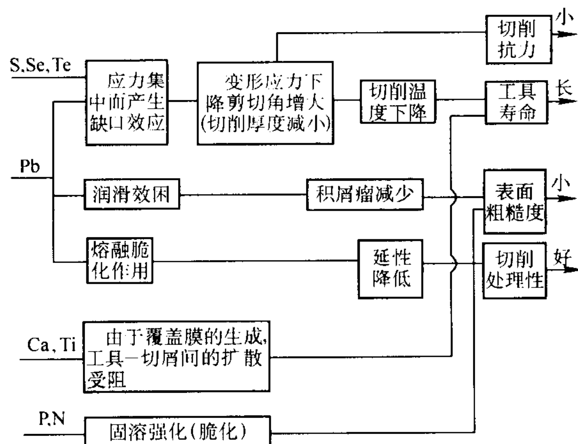


图13.10-4　易切削元素的作用

2 易切削钢钢号、性能及用途

2.1 易切削钢种类

根据化学成分分为碳素易切削钢和合金易切削钢；按用途可分为易切削结构钢、易切削模具工具钢、易切削轴承钢、易切削不锈钢等。其中应用较多的是易切削结构钢、易切削不锈钢和易切削非调质钢。

易切削结构钢主要用于自动切削机床加工各种机械零件。易切削不锈钢中所加的易切削元素与易切削结构钢基本相同，有硫系、硒（碲）系、铅系、复合系等。非调质易切削钢是不需进行调质处理——淬火和高温回火的钢加入易切削元素的易切削钢。

不同系列的易切削钢具有不同的性能特点。

2.1.1 硫系易切削钢

硫系易切削钢主要用于低速和中速切削加工，此时效果最好，在高速切削时MnS的有利作用减小，故不适用于高速切削；另外力学性能的各向异性使横向性能不佳，故不宜用于制造性能要求高的高负荷零件。硫系易切削不锈钢的硫质量分数一般为0.10%～0.40%，经常是0.15%～0.35%，磷质量分数多为0.06%左右。其被切削性好，应用广泛，但耐蚀性较低，力学和工艺性不理想。另外，硫系易切削钢的热加工性能也不够好。

含硫易切削钢一般不适于电弧焊接，因为在焊接时钢中的硫被氧化，产生大量SO_2气体，在焊缝金属中形成大量气孔，损害焊接接头的质量、性能，故不宜用来制造需焊接的零件。

2.1.2 铅系易切削钢

铅系易切削钢可以在切削加工后进行热处理后使用；一般适用于中速下限和低速切削；由于铅的存在而使接触疲劳性能降低，最好不用来制造接触应力高的零件；力学性能一般优于硫系易切削钢，可制造性能要求较高的重要机械零件，特别是精密仪表小件，例如轴、销、螺钉等。含铅高级易切削钢有渗碳用低碳钢、调质用中碳优质碳素钢和合金钢等。使用温度不宜超过300℃，当温度升高后钢中的铅粒会熔融渗出（铅的熔点约327℃），与氧生成PbO，侵蚀硬质合金刀具中的钨，加速刀具的破坏，所以铅易切削钢不宜用硬质合金刀具加工。

质量分数为13%Cr、17%Cr型的铁素体型不锈钢和马氏体不锈钢中都可加铅（铅质量分数≥0.15%）。奥氏体不锈钢中加铅量应在下限，否则热加工性能变坏。铅系易切削不锈钢的可切削性好，力学性能和耐蚀性能均优于硫系易切削不锈钢，价格比硫系贵，但比硒系低。

2.1.3 钙系易切削钢

钙系易切削钢除具有较好的被切削加工性能外，还有其他一些特点，例如钢质比较纯净；淬透性和力学性能（包括疲劳极限）等与普通钢相同或相近，因而不必改变热处理工艺；耐磨性较好，焊接性亦与普通钢类似，因而受到欢迎，获得发展。

由于钙改善被切削性能机理的特殊性，使钙易切削钢特别适用于高速切削，在低、中切削速度下效果不好。若复合加入硫，则在低、中、高的广阔切削速度范围内都显示出良好的被切削性。

2.1.4 硒（碲）易切削钢

硒（碲）易切削钢适合在低、中切削速度下应用，表面光洁度比硫系易切削钢的好，而且刀具寿命明显提高，力学性能的方向性很小，但价格高。硒（碲）易切削不锈钢几乎不损害钢的加工性能及力学性能，耐蚀性也比硫系易切削不锈钢好。硒、碲可单独加入，或与硫、铅复合加入。

2.1.5 复合易切削钢

复合易切削钢是同时加入两种或更多种易切削元素的易切削钢，复合易切削钢的易切削性能有非常明显的提高。例如S－Pb、S－P、S－Ca、S－Pb－Ca、S－Pb－Te、S－Pb－Bi－Te等。复合添加硫、铅、碲等元素的低碳易切削钢可连续进行纵向车、削、穿孔、攻丝、成形以及切断等加工；因碳含量低，可通过冷拔等塑性加工调整钢的硬度后使用（不能经热处理硬化），可使被切削性能进一步提高。Pb－S－Te－Bi多元复合易切削钢，例如SFC3FTS是非常优秀的易切削钢，刀具寿命与用12L14（S－P复合易切削钢）时延长3～6倍，切削速度提高20%～30%，采用自动车床加工时切屑破碎性优良。

2.1.6 几种易切削钢的比较和应用

几种易切削钢的被切削性能比较列于表13.10-2。

表13.10-2　易切削钢被切削性能比较

钢　种	易切削元素（质量分数）/%					刀具寿命		切屑性能	加工表面粗糙度
	S	Zr	Ti	Ca	Pb	硬质合金	高速钢		
硫易切削钢	0.08～0.12					C	C	C	C

续表 13.10-2

钢　种	易切削元素（质量分数）/%					刀具寿命		切屑性能	加工表面粗糙度
	S	Zr	Ti	Ca	Pb	硬质合金	高速钢		
铅易切削钢	0.035				0.15~0.35	C	B	A	B
钙及钛-钙易切削钢	0.04~0.07		0.03	微量		A	C	C	C
锆系易切削钢	0.08~0.12	0.09~0.13				B	B	C	C

注：A—特优；B—优；C—良。

在选用易切钢时应考虑切削方法（刀具、工艺等）对加工零件的具体要求。用自动车床加工，一般用冷拉低碳易切削碳钢；若要求有较高的力学性能，特别是横向性能时，应选用硫含量较低的易切削钢或铅、钙易切削钢；当把优良的切削性能放在首位，强度和硬度要求不高时，可用硫含量较高或S-Pb、S-Ca、S-Pb-Ca等易切削钢，保证高的生产效率。表13.10-3中给出各类易切削钢的主要性能、特点及用途。

2.2 主要易切削钢钢号的性能及应用

2.2.1 标准易切削钢钢号

（1）易切削结构钢

《GB/T 8731—1988 易切削结构钢技术条件》中共有9个标准易切削结构钢，其中既有硫磷系，也有硫磷铅系和钙系易切削钢。9个钢号的化学成分及热轧状态交货的条钢和盘条的纵向力学性能分别列于表13.10-4和表13.10-5。

表 13.10-3 易切削钢的种类及其性能和用途

钢种系列	主要用途	加入钢中主要元素及含量（质量分数）/%	力学性能	加工性能	被切削性能	切削表面粗糙度
硫易切钢	自动车床切削的小型零件如汽车、拖拉机上的紧固件；标准件如螺钉、螺母、销、辊等	S0.07~0.35 当C≤0.16时，可加入 P0.07~0.12	与基础钢相比，不同方位及纵、横的性能差别较大；横向韧、塑性较差，疲劳及耐蚀性能均有所降低	与基础钢相比，有高温脆性；低温冷加工时，有冷脆倾向	比基础钢好，用高速钢刀具切削，一般切削速度在40~60 m/min	低于基础钢
铅及硫铅复合易切钢	精密仪器仪表、钟表、缝纫机等零件，轴、销、连接件及螺钉、螺母以及机电产品零件等	Pb0.10~0.35 在低碳硫铅复合易切结构钢中， Pb0.10~0.35 S0.10~0.30	室温力学性能与基础钢相似，但温度超过300℃时，性能恶化。低碳硫铅复合易切钢的力学性能与同类硫易切钢相似	与基础钢相似。但硫铅复合易切钢与硫易切钢相似	优于基础钢。低碳硫铅复合易切钢更优于同类硫易切钢。用高速钢刀具切削时，切削速度可大于80 m/min	低于基础钢
钙易切钢	机电产品的齿轮、轴、销、接合器等零件以及机动车上的紧固件等	Ca0.001~0.003 S≤0.07	同基础钢	优于基础钢	比基础钢好。用硬质合金刀具，走刀量为0.08~0.5 mm/r时，切削速度可高达150 m/min；用高速钢刀具切削时，效果稍差	低于基础钢
硒（或碲）易切钢	一般在合金结构钢及高合金钢中添加硒或碲，用途与基础钢同	Se或Te≥0.15（加入量）	同基础钢，但耐蚀性稍差。在强度相同时，含碲钢的塑性和冲击韧性也稍逊些	同基础钢	比基础钢好，与硫或铅易切钢相似	低于基础钢

表 13.10-4 易切削结构钢的化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 8731—1988） %

牌号	C	Si	Mn	S	P	Pb	Ca
Y12	0.08~0.16	0.15~0.35	0.70~1.00	0.10~0.20	0.08~0.15		
Y12Pb	0.08~0.16	≤0.15	0.70~1.10	0.15~0.25	0.05~0.10	0.15~0.35	
Y15	0.10~0.18	≤0.15	0.80~1.20	0.23~0.33	0.05~0.10		
Y15Pb	0.10~0.18	≤0.15	0.80~1.20	0.23~0.33	0.05~0.10	0.15~0.35	
Y20	0.17~0.25	0.15~0.35	0.70~1.00	0.08~0.15	≤0.06		
Y30	0.27~0.35	0.15~0.35	0.70~1.00	0.08~0.15	≤0.06		
Y35	0.32~0.40	0.15~0.35	0.70~1.00	0.08~0.15	≤0.06		
Y40Mn	0.37~0.45	0.15~0.35	1.20~1.55	0.20~0.30	≤0.05		
Y45Ca	0.42~0.50	0.20~0.40	0.60~0.90	0.04~0.08	≤0.04		0.002~0.006

注：1. 钙元素允许偏差为$^{+0.002}_{-0.0005}$，其他元素允许偏差应符合 GB/T 222—1984《钢的化学分析用试样取样法及成品化学成分允许偏差》的规定。
2. Y45Ca 钢中残余元素 Ni、Cr、Cu 含量（质量分数）各不大于0.25%；供热压力加工用时，铜含量不大于0.20%。供货方能保证不大于此值时可不做分析。
3. 表中成分适用于热轧、冷拉条钢和钢丝，亦适用于锭、坯及其制品。

标准（GB/T 8731—1988）适用于普通机床和自动机床切削加工用的热轧、冷拉条钢和钢丝，其尺寸、外形及允许偏差应符合表 13.10-6 的规定。

除 Y40Mn 是以热轧或冷拉后高温回火状态交货，其他钢号以热轧或冷拉状态交货。根据需方要求也可按其他状态交货。直径大于 16 mm 的钢材，用热处理毛坯制成试样测定钢的力学性能应符合表 13.10-7 的规定；以冷拉状态交货的条钢，其纵向性能和布氏硬度应符合表 13.10-8 的规定。

表 13.10-5　热轧态条钢和盘条纵向力学性能

牌　号	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /% ≥	收缩率 ψ /% ≥	HB ≤
Y12	390 ~ 540	22	36	170
Y12Pb	390 ~ 540	22	36	170
Y15	390 ~ 540	22	36	170
Y15Pb	390 ~ 540	22	36	170
Y20	450 ~ 600	20	30	175
Y30	510 ~ 655	15	25	187
Y35	510 ~ 655	14	22	187
Y40Mn	590 ~ 735	14	20	207
Y45Ca	600 ~ 745	12	26	241

表 13.10-6　尺寸、外形及允许偏差

钢材	热轧		冷拉	
	相应标准	尺寸精度及外形级别	相应标准	尺寸精度及外形级别
圆钢	GB702—86	2 组	GB905—82	11 级
六角钢	GB705—83		GB907—82	11 级
方钢	GB702—86	2 组	GB906—82	11 级
钢丝			GB342—82	11 级
银亮钢			GB3207—82	9.10 级

注：根据需方要求，也可按较表 13.10-6 更高级的精度交货。

表 13.10-7　直径大于 16 mm 钢材的力学性能

牌　号	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	收缩率 ψ /%	冲击吸收功 A_{KV}/J
	≥				
Y45Ca	355	600	16	40	39

注：拉力试样毛坯（ϕ25）正火处理，加热温度为 830 ~ 850℃，保温时间不小于 30 min；冲击试样毛坯（ϕ15）调质处理，淬火温度为（840 ± 20）℃，回火温度建议为 600℃。

表 13.10-8　冷拉状交货条钢的纵向性能

牌号	抗拉强度 σ_b/MPa			伸长率 δ_5 /%	布氏硬度 HB
	钢材尺寸/mm				
	8 ~ 20	> 20 ~ 30	> 30	≥	
Y12	530 ~ 755	510 ~ 735	490 ~ 685	7.0	152 ~ 217
Y12Pb	530 ~ 755	510 ~ 735	490 ~ 685	7.0	152 ~ 217
Y15	530 ~ 755	510 ~ 735	490 ~ 685	7.0	152 ~ 217
Y15Pb	530 ~ 755	510 ~ 735	490 ~ 685	7.0	152 ~ 217
Y20	570 ~ 785	530 ~ 745	510 ~ 705	7.0	167 ~ 217
Y30	600 ~ 825	560 ~ 765	540 ~ 735	6.0	174 ~ 223
Y35	625 ~ 845	590 ~ 785	570 ~ 765	6.0	176 ~ 229
Y45Ca	695 ~ 920	655 ~ 855	635 ~ 835	6.0	196 ~ 255

Y40Mn 冷拉条钢高温回火状态的力学性能应符合表 13.10-9 的规定。

对比表 13.10-5 和表 13.10-8，可以看出热轧状态条钢的强度和硬度（σ_b、HB）比冷拉条钢为低，而塑性则明显比后者高。热轧钢一般经切削加工成零件后进行热处理，而冷拉钢则加工成零件后即可直接使用。

钢材的低倍组织、脱碳层、非金属夹杂物、表面质量等都有明确要求，应满足相关标准规定。

（2）易切削不锈钢和易切削耐热钢

国家标准（GB/T 1220—1992）中规定的 6 个牌号的易切削不锈钢，其化学成分列于表 13.10-10。

表 13.10-9　Y40Mn 冷拉条钢高温回火后的力学性能

抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /% ≥	布氏硬度 HB
590 ~ 785	17	179 ~ 229

表 13.10-10　标准易切削不锈钢的化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 1220—1992）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Se	组织
Y1Cr18Ni9	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≥0.15	8.00 ~ 10.00	17.00 ~ 19.00	≤0.60（加入）		奥氏体型
Y1Cr18Ni9Se	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≤0.060	8.00 ~ 10.00	17.00 ~ 19.00		≥0.15	奥氏体型
Y1Cr17	≤0.12	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15		16.00 ~ 18.00	≤0.60（加入）		铁素体型
Y1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	≤0.60	12.00 ~ 14.00	≤0.60（加入）		马氏体型
Y3Cr13	0.26 ~ 0.40	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	≤0.60	12.00 ~ 14.00	≤0.60（加入）		马氏体型
Y 11Cr17	0.95 ~ 1.20	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	≤0.60	16.00 ~ 18.00	≤0.75（加入）		马氏体型

标准易切削不锈钢的6个钢号中只有一个是S－Se系（还含有较高的磷），其他5个都是S系或S－P系，还没有铅系、铋系易切削不锈钢。其热处理制度见表13.10-11，力学性能见表13.10-12、表13.10-13（硬度）。

产品有热轧、热锻钢棒（圆钢、方钢、六角钢、扁钢），热轧或锻后应进行热处理（按表13.10-11），热处理后的力学性能应达到表13.10-12的规定。

GB/T 1221—84《耐热钢棒》适用于轧制和锻造耐热钢棒，包括圆钢、方钢、六角钢及扁钢。39个钢号中包括一个易切削奥氏体型耐热钢Y5Cr21Mn9Ni4N，供切削加工用，化学成分（质量分数）（%）为：0.48～0.58C，≤0.35Si，8.00～10.00Mn，≤0.040P，0.040～0.090S，3.25～4.50Ni，20.00～22.00Cr，0.35～0.50N。

表13.10-11 易切削不锈钢的热处理制度

钢号	Y1Cr18Ni9	Y1Cr18Ni9Se	Y1Cr17	Y1Cr13	Y3Cr13	Y11Cr17
处理/℃	1 010～1 150固溶处理，快冷	1 010～1 150固溶处理，快冷	680～820退火，空冷或缓冷	800～900退火，缓冷或约750℃快冷，950～1 000℃油冷淬火，700～750℃回火快冷	800～900退火，缓冷或约750℃快冷，920～980℃淬火，油冷，600～750℃回火，快冷	800～920退火，缓冷；1 010～1 070淬火，油，冷；100～180℃回火，快冷

表13.10-12 热处理后的力学性能

钢 号	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}	HB	处理
Y1Cr18Ni9	≥206	≥520	≥40	≥50		≤187	固溶
Y1Cr18Ni9Se	≥206	≥520	≥40	≥50		≤187	固溶
Y1Cr17	≥206	≥451	≥22	≥50		≤183	退火
Y1Cr13	≥343	≥539	≥25	≥55	≥98.1	≥159	淬火回火
Y3Cr13	≥539	≥735	≥12	≥60	≥29	≥217	淬火回火

注：表中数据仅适用于直径、边长、厚度、内切圆直径小于、等于75 mm的钢棒。

表13.10-13 易切削马氏体不锈钢的退火硬度

钢 号	Y1Cr13	Y3Cr13	Y11Cr17
HB	≤200	≤235	≤269

固溶处理制度：1 100～1 200℃，快冷；时效处理：730～780℃，空冷。热处理中产生的氧化铁皮需用酸洗或其他适当的方法除去。热处理后的力学性能见表13.10-14。

表13.10-14 热处理后的力学性能

热处理	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5 /%	HB	适用尺寸范围 /mm
固溶处理＋时效处理	≥559	≥883	≥8	≥302	≤25①

① 大于规定适用尺寸范围的钢棒，力学性能数据另协议规定。

钢棒表面允许有局部缺陷存在，其深度从钢棒公称尺寸算起，100 mm以下的棒材的缺陷不得超过该尺寸的负偏差；大于和等于100 mm棒材，不得超过该尺寸的公差。

Y5Cr21Mn9Ni4N为硫系易切削钢，且含有较多的氮，改善了被切削性能，可制造以高温强度为主要要求的汽油及柴油机用排气阀。

2.2.2 非标准易切削钢钢号

除上述16个标准易切削钢号外，尚有非标准易切削钢号17个，他们是易切削结构钢8个：Y13，Y45CaS，Y40CrCaS，YF35V，YF35MnV，YF45V，YF40MnV，YF45-SiMnVS；易切削不锈钢7个：Y1Cr14S，Y2Cr13Ni2，Y1Cr13Se，Y0Cr18Ni10，1Cr18Ni9MoAl，Y0Cr16Ni10MoCuCaS，Y0Cr16Ni10Mo2CuCaS；易切削工具钢2个：Y75，YT10Pb。这些钢除硫系外，还有铅系、硒系及复合系钙硫等。

在非标准易切削结构钢中有一些是沸腾钢，如钢号中带“F”的YF35V、YF35MnV等5个。因为从切削加工的角度看，沸腾钢比镇静钢更好。沸腾钢偏析较大，尤其心部不纯净，如要制造一些主要在材料心部进行加工的零件，例如螺母，则可使用沸腾钢，易于进行加工，价格也便宜。但如果同时要求加工心部和边缘，那么最好使用镇静钢。

2.2.3 各钢的性能及用途

（1）Y12（标准钢号）

硫磷复合低碳易切削结构钢，是标准易切削结构钢中磷含量最高的一个。化学成分见表13.10-4。其被切削性能比优质碳素钢15钢有明显提高，故可成倍提高切削加工生产率。冷拉钢材纵向力学性能与冷拉15钢接近，故可代替15钢制造对力学性能要求不高的各种机器和仪器、仪表零件，例如螺栓、螺帽、销钉、轴、管接头、火花塞外壳等，也常被作为相对被切削性比较标准（其切削性作为100%）。

Y12一般用自动机床生产标准件，切削速度可达48 m/min，切削表面粗糙度可达R_a6.3以下。因硫含量不够高，且冶炼Si－Al镇静钢时钢中得到的是第二类硫化物，在钢材中呈不均匀分布的细长条带，影响被切削性能。其内孔攻丝性较差，易发生黏牙和乱扣，丝锥因黏屑而往往折断。

物理常数见表13.10-15。

可用电弧炉、转炉等冶炼，但因碳、硅含量低，硫、磷含量高，更适合用转炉冶炼。热加工性能因硫含量高而较差。钢锭开坯时易出现打滑、难咬入现象。当加热温度低、保温时间不足、均热不够时，则易出现横向裂纹，继续轧制，成品材中出现“V”形裂纹。为防止开坯时轧裂，最好高温慢速轧制。钢锭加热温度1 220℃，开坯开轧温度1 180℃，成品轧制温度为1 150～900℃，加工后可在空气中进行冷却。

表13.10-15 Y12钢的临界点

临界点	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
温度/℃（近似值）	735	866	680	820

因磷含量高、冷拉时易开裂或脆断，特别是气温较低或为获得所需强度而加大冷拉变形量时。为此，冷拉变形量通常控制在14%～30%、冷拉前和冷拉中间退火温度为640℃，退火后硬度为135～145HB。

热处理工艺：正火——加热温度890~920℃，空冷；高温软化回火——加热温度640~700℃，空冷。

热轧材和冷拉材的实例力学性能分别见表13.10-16和表13.10-17（标准规定的上述力学性能见表13.10-5和表13.10-8，GB/T 8731—1988）。

表13.10-16 Y12热轧材实例性能

钢材直径/mm	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
14~19	470~580	28~35	50~62	≤167
20~30	450~560	22~36	44~65	≤167

表13.10-17 Y12冷拉材实测性能

钢材直径/mm				δ_5 /%	HB
5.2	8~13	20~30	>30		
σ_b/MPa					
588~794	588~750	588~681	568~706	7.5~24.5	161~217

用自动机床切削加工Y12钢标准件的实例如表13.10-18所示。

表13.10-18 Y12钢加工零件实例

零件名称	切削速度/m·min^{-1}	单件工时/s	班产量/件
轮胎螺母	48.5	20.3	960
座塞	45.5	31.6	696
弹簧座	48.5	24.3	900
转向盘毂	37.0	34.0	495

Y12钢可生产60 mm以下冷拉圆钢，以及冷拉六角钢（12~38 mm）和冷拉钢丝（ϕ2~ϕ8 mm），也可生产热轧材。

（2）Y15（标准钢号）

Y15是硫磷复合高硫低硅易切削结构钢，与Y12钢相比碳含量稍高、硅含量稍低而硫含量高，被切削性更好。正常的切速度高可提高到60 m/min以上，粗糙度一般可低于R_a3.2，其切削生产率比Y12钢高30%~50%，一般用于制造不太重要的标准零件，例如螺栓、螺母、轴、销、火花塞，油泵传动齿轮等。

Y15钢的化学成分见表13.10-4，临界温度见表13.10-19。

表13.10-19 Y15钢的临界温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
735	860	690	840

因硫含量较高而有明显的热脆性，轧制时易打滑、难咬入并易开裂，故应高温加热慢速轧制。一般热加工的加热温度为1 180~1 220℃，开轧温度为1 150~1 200℃，终轧温度在1 000℃以上，轧后进行空冷。

Y15钢磷含量较高，冷拉时易开裂，甚至脆断，特别是温度较低时，所以应适当加热、控制冷拔速率。但其磷质量分数（0.05%~0.10%）比Y12钢（磷质量分数为0.08%~0.15%）低，故冷加工脆性倾向及脆性转变温度都要低一些。）

Y15（质量分数0.15%C，0.04%Si，0.92%Mn，0.06%P，0.28%S）24 mm圆钢的实测力学性能见表13.10-20；由24 mm热轧圆钢冷拉至22 mm的圆钢实例力学性能见表13.10-21。

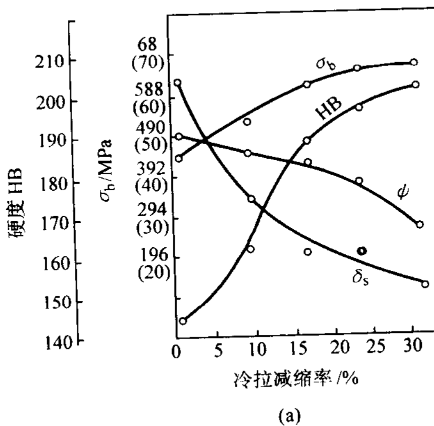
表13.10-20 Y15钢不同状态的力学性能

状 态	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
热轧	446	32	60	143
冷拉后640℃软化退火	426	33	63.5	125

表13.10-21 Y15钢冷拉钢材力学性能

状 态	σ_b/MPa 钢材尺寸/mm			δ_5 /%	ψ /%	HB
	<20	20~30	>30			
GB 3731—88	530~755	510~735	490~685	≥7.0		152~217
冷拉后600℃回火	578	578	578	10	51.5	177
冷拉后640℃回火	519	519	519	15	60.0	161

冷拉变形减缩率对力学性能的影响如图13.10-5所示；表13.10-22中给出Y15钢不同状态下的冲击性能。



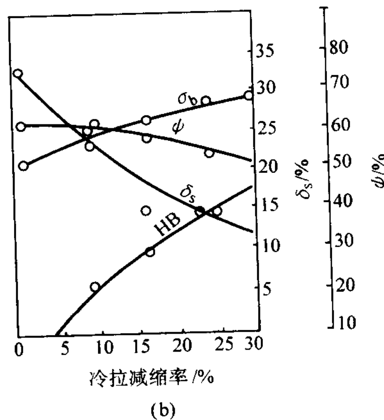


图13.10-5 冷拉减缩率对Y15钢力学性能的影响

（a）冷拉前为热轧状态；（b）冷拉前经640℃回火

表13.10-22 Y15钢冲击韧度

钢材状态	热 轧	670℃软化回火	冷 拉
a_K/J·cm^{-2}	235，191，178	245，142，223	9.8，9.8，8.8

产品规格有冷拉圆钢（ϕ10~21 mm），冷拉六角钢（S12~38 mm），冷拉钢丝（ϕ0.8~8 mm），热轧圆钢（ϕ8~60 mm）。

（3）Y20（标准钢号）

碳含量比Y12钢高，硫、磷含量则较低，因此力学性能

优于 Y12 钢，且被切削性能也有一定改善（好于 20 钢，低于 Y12 钢）。一般制造强度要求较高的标准件，例如螺栓、螺帽、轴、销等。经切削加工成形后可进行渗碳处理，制造表面硬、中心韧的耐磨零件。

Y20 钢多以冷拉态交货，主要产品是棒材和钢丝。切削性能比 20 钢高 30%～40%，约为 Y12 钢的 80%。

化学成分见表 13.10-4，临界点见表 13.10-23。

表 13.10-23　Y20 钢的临界点

临界点 /℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
	735	854	680	820

Y20 钢的硫含量不很高，Mn/S > 5，热加工性能尚好，与一般碳素钢相似。加热温度为 1 180～1 220℃，热加工开始温度为 1 150～1 200℃，终止温度高于 800℃，热加工后进行空冷。因硫含量较高，有热脆倾向，易开裂，应当注意。

磷含量比 Y12 钢低，故冷加工性能比 Y12 钢好，与一般低碳钢相似，冷加工裂纹敏感性不大，冷拉成材率较高。

热处理制度、热轧材和冷拉材的力学性能分别列于表 13.10-24、表 13.10-25 和表 13.10-26。

表 13.10-24　Y20 钢的热处理制度

正火 /℃	高温软化 /℃	调质处理/℃		
		水淬	油淬	回火
880～910	650～700	860～890	870～900	530～670

表 13.10-25　Y20 钢热轧材的力学性能

σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
450～600	≥20	≥30	≤175

表 13.10-26　Y20 钢冷拉材的力学性能

σ_b/MPa			δ_5 /%	HB
钢材直径/mm				
<20	20～30	>30		
613～715			9～18	180～217
	588～682		9～17.5	170～197
		628～725	9.5～11.5	179～197

产品主要是冷拉圆钢和钢丝，一般冷拉状态交货，也可按用户要求热轧态交货。

（4）Y30（标准钢号）

与 Y20 钢相比，Y30 钢的碳含量高，故强度和硬度也较高。被切削性能也有一定程度改善，比相应的碳素钢提高约 30%～40%，可用来制造工作载荷高的难以切削加工的重要零件。加工成的零件可进行调质处理，提高其性能及工作寿命。

Y30 钢的淬裂敏感性与 30 钢相当或稍逊，可根据零件形状、尺寸选择合适的淬火介质。热处理工艺与 30 钢基本相同（表 13.10-27）。

临界点温度（近似值）为：A_{c1} 732℃，A_{c3} 820℃，A_{r1} 680℃，A_{r3} 796℃。

热加工性能优于 Y12 钢，硫含量比 30 钢高，有热脆性但不严重。钢锭加热温度为 1 180～1 220℃，开轧温度为 1 100～1 150℃。冷加工时应控制减面率，以减少冷拉裂纹的出现。

表 13.10-27　Y30 钢的热处理制度

正火 /℃	高温软化 /℃	水淬 /℃	油淬 /℃	回火 /℃
870～900	650～700	850～880	860～930	530～670

热轧和冷拉材的性能分别列于表 13.10-28 和表 13.10-29。

表 13.10-28　Y30 钢热轧材力学性能（摘自 GB/T 8731—1988）

σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
510～655	≥15	≥25	≤187

表 13.10-29　Y30 钢冷拉材力学性能（实测值）

σ_b/MPa			δ_5 /%	HB
钢材尺寸/mm				
<20	20～30	>30		
637～760			9.5～14	187～223
	637～774		7～14	187～223
		588～637 (60～65)	11.5～12.5	187～207

产品主要为冷拉棒材和钢丝，多冷拉态交货。产品 Y40Mn 规格：冷拉圆钢 ϕ10～25 mm，热轧圆钢 ϕ26～38 mm，冷拉钢丝 ϕ0.8～8 mm。

（5）Y40Mn（标准钢号）

Y40Mn 是硫含量较高的中碳易切削结构钢，具有良好的力学性能和被切削性能，可制造工作应力高且难以切削加工的零件，如机床丝杠、光杠、花键轴、齿轮和销子等。

与普通 45 钢相比，其被切削性能优良，零件切削加工表面粗糙度降低，可提高生产效率 20%以上，刀具寿命成倍提高。当钢的显微组织为全珠光体时，强度较高，但塑性与被切削性能下降，切削加工过程中产生的变形也较大而不易矫正。

以 Y40Mn 钢制造机床丝杠时，其粗挑扣速度可达 70 m/min，精挑扣切削速度可达 150 m/min，刀具寿命达 4 h，断屑性能良好，加工表面光洁，粗糙度达 R_z = 6.3 μm。

Y40Mn 钢化学成分见表 13.10-4，临界温度（近似值）见表 13.10-30。

表 13.10-30　Y40Mn 钢的临界温度　　℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
731	807	280

Y40Mn 钢硫含量较高，但锰含量也高，二者之比大于 5（Mn/S > 5），所以热加工性能尚好。钢锭加热温度为 1 180～1 220℃，开轧温度为 1 100～1 180℃，终轧温度不低于 800℃，轧后空冷，或缓冷。

此钢磷含量不高，冷脆性也不高，冷加工比较容易，但冷变形量不宜过大（14%以下较合适），以免开裂。其加工工艺为：坯料经 630～650℃回火，制成成品后于 600～610℃高温软化回火，显微组织为珠光体及少量球化组织；或是坯料经 840～850℃正火，成品于 570～590℃进行高温软化回火，显微组织为全部珠光体，但被切削性能较前一种工艺稍差。

Y40Mn 钢热处理工艺制度示于表 13.10-31，淬透性数据

列于表13.10-32。

表13.10-31 Y40Mn钢的热处理工艺 ℃

正火	高温回火	水淬	油淬	回火
850~880	640~700	830~860	840~870	530~670

表13.10-32 Y40Mn钢的淬透性

距水冷端距离/mm	1.5	2.0	4.5	6.0	7.5	9.0	12	15	18
HRC	54.7	54.1	52.0	47.6	40.0	34.0	27.7	24.8	23.0

热轧材和冷拉材的力学性能分别见表13.10-33和表13.10-34。

表13.10-33 Y40Mn钢热轧材的力学性能

σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	备注
590~735	≥14	≥20	≤207	GB/T 8731—1988
647~823	13~24	28~40	187~269	实测值

表13.10-34 Y40Mn钢冷拉材（高温回火后）的力学性能

σ_b/MPa	δ/%	HB	备注
622~823	11~23.5	187~241	实测值
590~785	≥17	179~229	GB/T 8731—1988

主要产品为冷拉圆钢（ϕ3~60 mm）、六角钢（S11~60 mm），一般冷拉后再结晶退火态交货。

（6）Y45Ca（标准钢号）

Y45Ca是国家标准中唯一一个含钙的易切削结构钢。在标准易切削结构钢的9个钢号中碳含量最高，所以热轧后强度也最高，σ_b可达到600 MPa以上，并具有一定的塑性（δ_5不小于12%，ψ不小于26%），所以其综合力学性能较好。Y45Ca钢可进行热处理，得到很好的力学性能，可用于制造高载荷的重要零件，例如机床的齿轮轴、花键轴等热处理零件。

Y45Ca钢加工性能良好，适合高速切削加工，切削速度可达150 m/min，比45钢高1倍以上，刀具磨损减小。图13.10-6表示Y45Ca钢和45钢在切削加工时对刀具磨损的对比。由图可知，Y45Ca钢对刀具的磨损明显小于45钢。

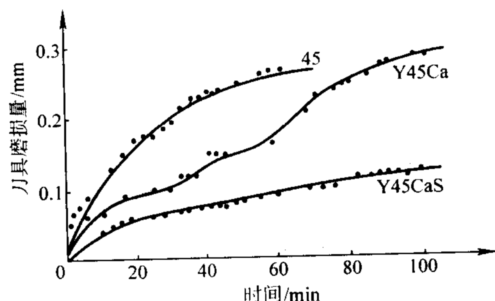


图13.10-6 45钢、Y45Ca钢和Y45CaS钢对刀具磨损的对比

（7）Y45CaS（非标准钢号）

对比Y45CaS钢（化学成分见表13.10-35）和Y45Ca钢的成分（表13.10-4），可以看出，差别仅在于前者的硫质量分数范围的上限稍高（由Y45Ca的0.08%提高至0.10%），硅质量分数（范围0.17%~0.37%）稍低，钙含量也稍低。但因是钙硫复合易切削钢，因而其被切削性能比Y45Ca钢有较大的提高。钢内生成$CaO-Al_2O_3-SiO_2$系低熔点夹杂物和复合氧化物及（Ca·Mn）S共晶混合物而改善被切削性能，适合高速切削加工。正常切削时加工速度可达150 m/min以上，生产效率提高1~2倍。在中、低速切削加工时也比45钢的生产效率高约30%。由图13.10-6可以看出，Y45CaS钢切削时对刀具的磨损不但比45钢低得多，也比Y45Ca钢低（见表13.10-36）。

表13.10-35 Y45CaS钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	Ca
0.42~0.50	0.17~0.37	0.60~0.90	0.04~0.10	≤0.04	0.001~0.005

热处理后的力学性能好，可制造重要的机器零件，例如机床齿轮轴、花键轴、拖拉机传动轴等热处理零件及自动机床切削加工的高强度标准件，例如螺钉和螺帽等。

表13.10-36 Y45CaS钢与45钢被切削性能的比较

钢号	加工方式	零件	切削参数			刀具寿命/件·支$^{-1}$
			v/m·min^{-1}	t/mm	s/mm·r^{-1}	
1 2	车削	花键轴	162	4.5	0.48	>155 15
1 2	车削	拖拉机三轴	164	4.5	0.60	>254 67
1 2	自动机床车削	管子接头	37	1.0	0.13	1 530 430
1 2	自动机床车削	压紧螺栓	60.7	4.5	0.11	442 60
1 2	铣削	花键轴	29.5	2.0	1.8	120 40

注：1—Y45CaS；2—45钢。

钢的临界点（近似值）为：A_{c1} 728℃，A_{c3} 779℃，A_{r1} 676℃，A_{r3} 736℃。经810~830℃正火后的力学性能见表13.10-37。

表13.10-37 正火后Y45CaS钢的力学性能

σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
>598（61）	>353（36）	>16.0	>40.0
600~689	370~421	23.0~27.6	41.5~51.5

Y45CaS钢的热加工性能良好，轧制时无打滑和劈裂现象。钢锭加热温度为1 180~1 220℃，开轧温度为1 100~1 130℃。冷加工性能亦好，裂纹敏感性不高，冷拉工艺与45钢相同，冷加工硬化倾向和冷拉圆钢的力学性能分别见表13.10-38和表13.10-39，淬透性曲线带列于图13.10-7。

表13.10-38 Y45CaS钢的冷加工硬化

冷变形延伸系数 $\mu=D_0/D$	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
0（700℃退火）	583	29.0	56.1	168
1.065	611	22.8	53.8	190
1.158	680	16.3	49.2	206
1.248	737	13.8	45.1	216
1.353	772	11.1	41.7	228

表 13.10-39 Y45CaS 冷拉圆钢的力学性能

σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
>637 660~734	>6.0 9.5~15.0	>30.0 30~55.8	<241 194~231

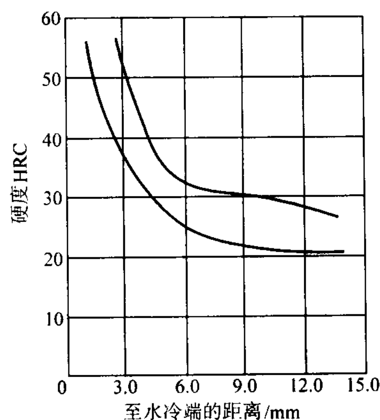


图 13.10-7 Y45CaS 钢的淬透性曲线带（11 炉数据，830℃端淬）

品种有热轧圆钢（ϕ12～150 mm），冷拉圆钢（ϕ12～52 mm），冷拉六角钢（S14～38 mm）等。

(8) Y40CrCaS（非标准钢号）

Y40CrCaS 钢的化学成分见表 13.10-40，临界点（近似值）为 A_{c_1} 725℃，A_{c_3} 803℃，A_{r_1} 712℃，A_{r_3} 761℃。试验钢成分（质量分数/%）：0.43C，0.61Mn，0.31Si，0.085S，0.012P，1.00Cr，0.003 4Ca。

表 13.10-40 Y40CrCaS 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ca
0.37~0.45	0.20~0.40	0.60~0.90	0.04~0.10	≤0.04	0.80~1.10	0.001~0.005

Y40CrCaS 是钙硫复合易切削合金结构钢，具有优良的切削性能，适合高速切削加工。正常切削速度可达 150 m/min 以上，生产效率比切削 40Cr 钢高 1 倍多。用硬度合金刀具高速切削时刀具寿命比切削 40Cr 钢高 4 倍多，生产效率可提高 1～2 倍。中、低速切削时也比切削 40Cr 钢时的刀具寿命高 2 倍多，生产效率提高约 30%。断屑性和加工表面光洁度都有明显改善。Y40CrCaS 钢与 40Cr 钢被切削性的比较见表 13.10-41。

表 13.10-41 Y40CrCaS 钢与 40Cr 钢被切削性的比较

钢	加工方式	零件	切削参数			刀具寿命
			v/m·min^{-1}	t/mm	s/mm·r^{-1}	/件·支$^{-1}$
1 2	车削	齿轮轴	158	2	0.4	108 19
1 2	车削	花键轴	65	2.5	0.46	335 108
1 2	钻孔	压紧螺栓	36		0.24	251 66
1 2	铣削	花键轴	25	2.75	1.25	130 45

注：1—Y40CrCaS；2—40Cr。

Y40CrCaS 钢的综合力学性能和热处理工艺性能优良。调质后的纵向抗拉强度、旋转弯曲疲劳性能、耐磨性和碳氮共渗后的横向冷弯性能及淬透性、裂纹敏感性均与 40Cr 钢相当，只是横向塑、韧性稍低，调质后的冲击韧度比 40Cr 钢约低 20%。（分别见表 13.10-42、表 13.10-43 和表 13.10-44）。

表 13.10-42 Y40CrCaS 钢的纵向力学性能

热处理	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K
	MPa		%		/J·cm^{-2}
(850±20)℃油淬 (500±50)℃ 回火水冷	≥980 (100)	≥784 (80)	≥9.0	≥45.0	≥58.8 (6.0 kgf·m/cm^2)
860℃油冷 500℃回火水冷	1 029~1 231 (105~125.6)	960~1 195 (98~121.9)	10~16	41~52.4	63.7~120.5

表 13.10-43 Y40CrCaS 钢调质状态的横向冲击韧度

钢 号	δ/%	热处理	a_K/J·cm^{-2}
Y40CrCaS	0.108	850℃油淬	45, 56, 60 (4.6, 5.7, 6.1)
Y40CrCaS	0.069	500℃回火水冷	40, 50, 67.6 (4.1, 5.1, 6.9)
40Cr	0.018		67.6, 73.5, 74.4 (6.9, 7.5, 7.6)

表 13.10-44 Y40CrCaS 钢调质处理的疲劳极限

钢号	δ/%	热处理	σ_{-1}/MPa	σ_{-1K}/MPa	$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_b}$	$\frac{\sigma_{-1K}}{\sigma_{-1}}$
Y40CrCaS	0.108 0.081 0.063	(850±20)℃油淬 (500±50)℃回火水冷	565 547 562	356.7 — —	0.46 0.45 0.46	0.63 — —
40Cr	0.018	(850±20)℃油淬 (500±50)℃回火水冷	556.6	307.7	0.49	0.56

Y40CrCaS 钢的淬透性曲线带如图 13.10-8 所示。

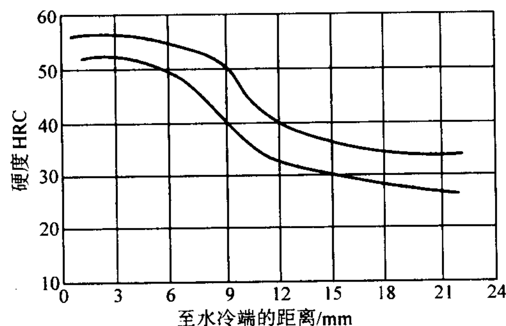


图 13.10-8 Y40CrCaS 钢的淬透性曲线带
（8 炉钢数据，850℃加热端淬）

Y40CrCaS 钢的热加工性能很好。钢锭加热温度为 1 180～1 220℃，开轧温度为 1 100～1 130℃，轧后堆冷；冷加工性能亦很好，冷拉工艺同 40Cr 钢，冷拉中间退火温度为 670～700℃。表 13.10-45 是其冷加工硬化数据。

表 13.10-45 Y40CrCaS 钢的冷加工硬化数据

冷变形延伸系数 $\mu = D_o/D$	σ_b/MPa	δ_5 /%	ψ /%	HB
0（700℃退火）	598	30.0	62.2	178
1.068	648	22.0	58.4	202
1.127	697	17.7	55.2	209
1.199	745	15.0	53.2	220
1.306	774	13.2	50.6	229

生产品种有冷拉圆钢（ϕ15～40 mm），热轧圆钢（ϕ12～

60 mm)，冷拉或热轧状态交货。

(9) Y13 (非标准钢号)

为代替国外铅硫复合易切削钢 SUM24L 而研制的超高硫低碳易切削钢。采用 Mn－S 脱氧微镇静法工艺冶炼，钢中得到分布均匀的纺锤形硫化物，钢材的被切削性能优于 Y15 钢而达到日本铅硫复合易切削钢 SUM24L 的水平，是较理想的自动机床用钢，一般用于制造非重要标准件，例如螺栓、螺帽、管接头、火花塞外壳等。

化学成分（质量分数/%）：0.09～0.15C，≤0.10Si，0.08～1.20Mn，0.31～0.45S，0.04～0.09P。

热轧材的化学性能：σ_b380～560 MPa，δ_5 > 22%，ψ > 36%，< 160HB。冷拉材的力学性能：σ_b470～610 MPa，δ_5 > 11%，ψ39%～43%，170HB。

在自动机床上用 Y13 钢加工标准件时切削速度可达 80 m/min;加工 1 900 件的刀具磨损量为 0.45 mm，零件的表面粗糙度可达 R6.3 μm，在切削过程中切屑呈针状和少量卷状。Y13 钢的攻丝性能低于 Y15 钢，丝锥寿命比 Y15 钢低 50%以上，与日本 SUM24L 相当。

Y13 钢适用转炉冶炼，采用锰硫脱氧微镇静工艺以获得纺锤形均匀分布的硫化物。

因硫含量高（0.31%～0.45%），热加工性能不好，需严格控制加热和轧制温度。钢锭开坯温度为 1 200～1 230℃。高硫－磷的复合作用使钢的冷加工性能受损，冷拉裂纹的敏感性高，所以要精心控制冷拉变形量以防止拉裂。直径为 38 mm 的热轧材退火后一次冷拉成 ϕ36 mm 的冷拉材，其成材率达 95%。

产品规格有热轧圆钢（ϕ38～55 mm），冷拉圆钢（ϕ3～60 mm）等。以热轧状态交货，可由使用单位再冷拉成所需规格。

(10) Y75 (非标准钢号)

Y75 钢的化学成分（质量分数/%）：0.70～0.80C，≤0.25Si，0.40～0.70Mn，0.16～0.24S，0.04～0.08P。

Y75 钢是高碳、S－P 复合的易切削钢。因碳含量高（已进入工具钢成分范围）故强度、硬度和耐磨性都很高，同时又有较好的被切削性能，但低于 YT10P。一般制造强度要求较高的仪器、仪表、钟表等的零件例如齿轮、轴和弹簧圈等。

不同直径冷拉精磨银亮钢丝的力学性能见表 13.10-46。

表 13.10-46 Y75 冷拉钢丝的力学性能

钢丝直径/mm	σ_b/MPa	δ_5/%
<2.5	735～931	>3
2.5～4.5	686～882	>4
>4.5	637～843	>5

Y75 钢的被切削性能优于相应的高碳钢。用自动机床加工仪表零件时可提高生产效率 20%～30%，表面粗糙度可达 R_a = 6.3 μm。但是用来制造高精度的手表零件时，刀具寿命短，而且表面光洁度难以达到要求。

Y75 钢可用电渣重熔法冶炼。硫含量虽高，但高的碳含量可减小因硫而导致的热脆性，不过热加工时仍易产生因过热而造成热裂，所以要严格控制加热温度和保温时间。钢锭加热温度为 1 130～1 180℃，开轧温度为 1 050～1 100℃。冷加工硬化显著，裂纹敏感性高，冷拉和精磨时都易出现裂纹，需严格控制冷变形量和一次磨削深度。

钢材品种有银亮钢棒和钢丝（分别为 ϕ9～46 mm 和 ϕ1.5～8 mm），一般以冷拉精磨态交货。

(11) YT10Pb (非标准钢号)

YT10Pb 钢的化学成分（质量分数/%）：0.95～1.05C，0.15～0.35Si，0.40～0.60Mn，≤0.030P，0.025～0.045S，0.15～0.25Pb。

YT10Pb 是 S－Pb 复合易切削碳素工具钢，但是硫含量不高，以铅为主要易切削元素。因碳含量高，故钢的强度、硬度高，且有良好的被切削性能，加工表面的粗糙度可以达到 R_a0.4 μm 的水平。一般用于制造手表、照相机和仪表的零件，例如轴、销子、齿轮等。在使用状态下钢的显微组织为细小的粒状珠光体，铅的颗粒细小而均匀分配。

因碳含量高，热加工的加热温度不要太高，以防止表面脱碳，保温时间也不宜过长，热加工终止温度不可太高。热加工后冷却中也要注意，700℃以上要快冷，防止形成网状碳化物；700℃以下应缓冷，避免裂纹。热加工制度见表 13.10-47。

表 13.10-47 YT10Pb 钢的热加工制度

开轧温度/℃	终轧温度/℃	冷却
1 100～1 150℃	730～800	缓冷

钢的塑性差，冷变形时容易出现裂纹，故冷拉前坯料应先球化退火，使之软化，也为了使珠光体球化组织的粗细适当，分布均匀，以保证良好的被切削加工性能。球化退化工艺很重要，需严格选择和执行。冷拉过程中要进行中间退火，消除加工应力、硬化，以利于下一步冷加工。热处理工艺制度见表 13.10-48，力学性能见表 13.10-49。

表 13.10-48 YT10Pb 钢的热处理工艺

球化退火/℃	中间软化退火/℃	成品回火/℃
745 ± 10①	690 ± 10	500～550②

① 降至 600℃后可空冷。

② 视硬度要求而定，保温时间不小于 30 min。

表 13.10-49 YT10Pb 钢的力学性能

冷拉磨光钢丝直径/mm	σ_b /MPa	δ_{10}/%	HV
<1.0	833～1 030	≥4	255～305
1.0～2.5	833～1 030	≥4	255～305
>2.5～3.0	735～931		230～300

产品多以冷拉银亮条钢或钢丝供货。

(12) Y1Cr18Ni9（标准钢号）、Y1Cr18Ni9Se（标准钢号）和 Y1Cr18Ni9Pb（非标准钢号）

这 3 种易切削不锈钢都是在奥氏体型不锈耐酸钢 1Cr18Ni9 的基础上调整硫、磷含量，或者加入易切削元素硒、铅而成的。这些奥氏体型易切削不锈耐酸钢的被切削性能得到改善，改变了原 1Cr18Ni9 钢导热性差、切削加工时易黏刀、被切削性不好的弱点，将切削效率由原来的 30%提高到 60%以上。

这 3 种钢的化学成分与 1Cr18Ni9 钢的成分均在表 13.10-50 中给出；它们的物理性能和强度基本与 1Cr18Ni9 相同，只是塑性和耐蚀性能有所下降（表 13.10-51），但是加硒的 Y1Cr18Ni9Se 钢和加铅的 Y1Cr18Ni9Pb 钢的塑性和耐蚀性能下降程度比提高硫含量的 Y1Cr18Ni9 钢小。（物理性能、热加工和热处理制度参见 1Cr18Ni9 钢。）

表 13.10-50 1Cr18Ni9 与易切削不锈钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	其他
1Cr18Ni9	≤ 0.15	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.035	≤ 0.03	17.00 ~ 19.00	8.00 ~ 10.00	
Y1Cr18Ni9	≤ 0.15	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.20	≥ 0.15	17.00 ~ 19.00	8.00 ~ 10.00	≤0.60Mo
Y1Cr18Ni9Se	≤ 0.15	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.20	≤ 0.15	17.00 ~ 19.00	8.00 ~ 10.00	Se≥0.15
Y1Cr18Ni9Pb	≤ 0.15	≤ 1.00	≤ 2.00	≤ 0.04	≥ 0.15	17.00 ~ 19.00	8.00 ~ 10.00	0.12 ~ 0.30Pb

这一组易切削不锈钢中的 Y1Cr18Ni9 的使用普遍，被切削性好，但耐蚀性较差，力学和工艺性能不理想；Y1Cr18Ni9Se 的耐蚀性较前者有所改善，钢的加工和力学性能基本不受损害，但价格高；Y1Cr18Ni9Pb 的被切削性、耐蚀性和力学性能都较 Y1Cr18Ni9 好，价格适中。主要用途是制造各种螺钉、螺母、丝杠、轴、阀、无磁或低磁的精密零件等，最适用于自动车床加工。

（13）Y1Cr7（标准钢号）、Y1Cr17Se（非标准钢号）

这 2 种钢是在铁素体不锈耐酸钢 1Cr17 成分的基础上，略做调整并提高硫含量或加入微量硒而形成的易切削不锈耐酸钢。表 13.10-52 给出 3 种钢的化学成分比较。

表 13.10-51 1Cr18Ni9 及三种易切削奥氏体不锈钢的力学性能

钢 号	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB
1Cr18Ni9	1 010 ~ 1 150℃水淬 1 100℃水淬 退火	≥520 540 ~ 760 617	≥206 200 ~ 382 255	≥40 48.8 ~ 69 55（δ_4）	≥60 59.5 ~ 81 65	155
Y1Cr18Ni9	退火	617	245	50（δ_4）	55	160
Y1Cr18Ni9Se	1 000 ~ 1 100℃水淬 1 050℃水淬 退火	≥540 608 ~ 666 617	≥196 245 ~ 333 245	≥45 52.5 ~ 65.0 50（δ_4）	≥50 58.0 ~ 70.0 55	160
Y1Cr18Ni9Pb	1 010 ~ 1 120℃水淬	617	245	60（δ_4）	70	150

表 13.10-52 3 种 1Cr17 型不锈钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	其他
1Cr17	≤0.12	≤0.75	≤1.00	≤0.035	≤0.030	16.00 ~ 18.00	
Y1Cr17	≤0.12	≤1.00	≤1.25	≤0.06	≥0.15	16.00 ~ 18.00	
Y1Cr17Se	≤0.12	≤1.00	≤1.25	≤0.06	≤0.06	14.00 ~ 18.00	Se≥0.15

Y1Cr17 和 Y1Cr17Se 两种钢的被切削性能都有提高，相对切削率由 1Cr17 钢的大约 50% 提高至 65% ~ 80%；对弱酸、碱溶液及海洋性大气有良好的耐蚀性，硒系 Y1Cr17Se 钢的耐蚀性更好。

1Cr17 和两种易切削不锈钢的力学性能见表 13.10-53。

物理性能、热加工和热处理工艺可参看 1Cr17 钢的相关内容。

Y1Cr17 钢和 Y1Cr17Se 钢主要是用来制造螺栓、螺帽、水泵轴、阀等零件，适用于自动车床加工。

表 13.10-53 1Cr17、Y1Cr17 及 Y1Cr17Se 不锈钢的力学性能

钢 号	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5 /%	ψ /%	HB	σ_{-1}/MPa
1Cr17	780 ~ 850℃空冷 750 ~ 800℃空冷	≥451 412 ~ 632	≥206 245 ~ 485	≥22 20 ~ 57.0	≥50 50 ~ 80.5	140 ~ 179	
Y1Cr17	退火	≥451	≥206	≥22	≥50	≤183	
Y1Cr17Se	退火	550	382	25	60	170	314

（14）Y1Cr13（标准钢号）、Y1Cr13Se（非标准钢号）

这两种钢是在半马氏体不锈钢 1Cr13 的成分基础上略做调整并提高硫含量或加入微量硒而形成的易切削不锈钢。化学成分列于表 13.10-54。

表 13.10-54 1Cr13、Y1Cr13 和 Y1Cr13Se 钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	其他
1Cr13	0.08 ~ 0.15	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	12.00 ~ 14.00	
Y1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	12.00 ~ 14.00	
Y1Cr13Se	≤0.15	≤0.60	≤1.25	≤0.060	≤0.06	12.00 ~ 14.00	Se≥0.15

Y1Cr13 钢和 Y1Cr13Se 钢的被切削性能比 1Cr13 钢好，相对切削效率由 1Cr13 钢的 50% ~ 55% 提高到 65% ~ 80%。Y1Cr13Se 钢中的硒化物颗粒比 Y1Cr13 钢中的硫化物细小而且分布均匀，所以对力学性能的影响也较小，热脆倾向也轻；而 Y1Cr13 钢的横向力学性能（尤其是塑性和韧性）差，耐蚀性欠佳、热加工性能不理想，而且不易焊接，但价格便宜。

临界温度、热导率等参看 1Cr13 钢相关内容。线胀系数、电阻率、弹性模量等物理性能见表 13.10-55。

经各种热处理后的力学性能见表 13.10-56（热加工、热处理工艺参看 1Cr13 钢相关内容）。

表 13.10-55 Y1Cr13 及 Y1Cr13Se 钢的物理性能

线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$					电阻率/$\mu\Omega\cdot$cm					弹性模量 E/GPa
温度/℃	0~100	0~316	0~538	0~649	温度/℃	20	100	200	400	200
α	9.9	11.1	11.5	11.7	ρ	57	64	72	88	

表 13.10-56 1Cr13 和 Y1Cr13 钢及 Y1Cr13Se 钢的力学性能

钢 号	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}	HB
1Cr13	1 000~1 050℃淬火，700~790℃回火，油、水、空冷	≥590	≥410（42）	≥20	≥60	≥88	≤187（回火）
1Cr13 Y1Cr13 Y1Cr13Se	退火 980℃淬火，200℃回火 980℃淬火，315℃回火 980℃淬火，425℃回火	519 1 313 1 245 1 343	274 1 000 960 1 029	30① 15① 15① 17①	65 55 55 55		155 390 375 340
1Cr13 Y1Cr13 Y1Cr13Se	900℃淬火，540℃回火 980℃淬火，650℃回火 980℃淬火，760℃回火	1 000 755 617	794 588 412	20① 23① 30①	65 65 70		300 225 180
Y1Cr13	920~1 060℃淬火（油） 700~750℃回火，油或水	≥590	≥410	≥20	≥60	≥88	
	950℃，40 min 油淬 730℃，60 min 水冷	657~662	490~550	27.0 28.0	71.5 72.0	>180	

① δ_4 值。

Y1Cr13 钢的力学性能与回火温度的关系及其高温力学性能的变化分别如图 13.10-9 和图 13.10-10 所示。

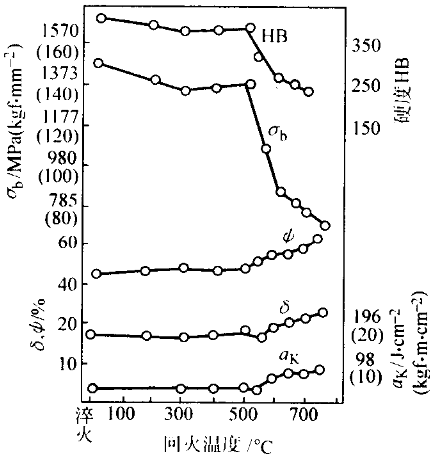


图 13.10-9 Y1Cr13 钢的力学性能与回火温度的关系
960℃油淬，回火 60 min 空冷

这两种钢对大气和淡水有很好的耐腐蚀能力，一般用来制造强度要求高而且耐蚀的零件，例如螺栓、螺帽、丝杠、一些精密零部件等。

（15）Y2Cr13Ni2（非标准钢号）

Y2Cr13Ni2 钢的化学成分（质量分数/%）为：0.20~0.30C，≤0.50Si，0.80~1.00Mn，0.08~0.15P，0.15~0.25S，12.00~14.00Cr，1.50~2.00Ni。

其成分特点是碳含量较高，并有质量分数约 1% Mn，2%Ni 以及 13%Cr，所以具有较高的强度和硬度，而且具有优良的抗大气、水、硝酸类氧化性酸及碱性溶液等的腐蚀能力。不过在盐酸、硫酸、卤化物等介质中则有明显的点蚀倾向。其韧性和塑性也较差。

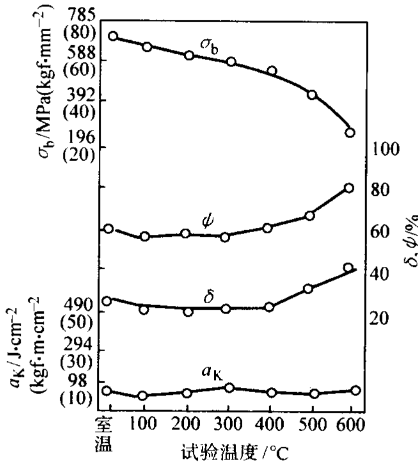


图 13.10-10 Y1Cr13 钢的高温力学性能
980℃油淬，730℃，60 min 空冷

Y2Cr13Ni2 钢是复合含有易切削元素硫和磷的马氏体易切削不锈钢，被切削性能良好，但滚丝性欠佳。通常制造工作应力高、工作表面粗糙度要求较低又有较好抗蚀性能的零件，例如航空、石油、化工等工业部门中重要仪表的齿轮、轴、销、衬套、阀、螺钉、螺母等，也可制造塑性成形模具、医疗手术工具等，可保证有较好的品质和较长的使用寿命。

也正因为有硫、磷且含量较高，所以钢的焊接性能不好，故通常不作为焊接材料使用。

钢的合金元素含量较高，导热性不好。热加工时需冷炉装料，炉温需在300℃以下；在850℃以下，加热升温速度要小，缓慢升温，防止升温速度过大热应力导致开裂。另外，此钢有热脆性，加热温度和热变形温度及变形率均需严格控制。一般所用的加热温度为1 130～1 180℃，热加工开始温度为1 100～1 150℃，热加工终止温度高于850℃，热加工后缓冷。

在常温下钢的组织为马氏体，又因为硫和磷的含量高，所以塑性较低，冷变形硬化率高，裂纹敏感性大，成材率低。在冷拉时变形量需控制在11%～18%范围内。冷拉变形后要及时回火或退火，消除加工应力。

此钢的相变温度（近似值）为：A_{c1} 706℃，A_{c3} 780℃。热处理制度和力学性能分别见表13.10-57和表13.10-58。

表13.10-57 Y2Cr13Ni2钢的热处理工艺制度

处理项目	退 火	淬 火	回 火
加热温度/℃	730	1 030～1 050	180～200①
冷却	炉冷至650℃后空冷	油淬或空冷	空冷

① 要求高硬度时可用较低回火温度；若需较高塑性则用较高回火温度。

表13.10-58 Y2Cr13Ni2钢的力学性能

序号	状态	σ_b/MPa	HB
1	供应状态	686～980	≤286
2	冷拉	785～970	225～289

注：1—GB/T 1220—1992，HB为退火状态所测；
2—生产实测值。

(16) Y0Cr18Ni10（Y18-8）（非标准钢号）

Y0Cr18Ni10钢是含有易切削元素硫及铜，改善18-8型不锈钢被切削性能的一种奥氏体型易切削不锈钢。表13.10-59给出其化学成分。

表13.10-59 Y0Cr18Ni10钢的化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu
≤0.08	<0.80	1.2～1.5	0.08～0.12	<0.035	17.00～19.00	9.00～11.0	～0.30	～0.25

钢内加入少量铜的原因是硫对不锈钢耐蚀性有不利影响，加入少量铜或铬以改善其耐蚀性。

此钢被切削性较好。在相同切削条件下与18-8型不锈钢相比，刀具寿命和加工表面光洁度有很大提高，从而提高生产率、产品质量和降低成本。此钢还具有很好的耐大气腐蚀、耐硝酸类氧化性酸及耐碱性水溶液的腐蚀能力。在上述各种介质中的耐蚀能力优于马氏体和铁素体型易切削不锈钢。在卤化物介质例如盐雾气氛中也有相当好的抗蚀性。

Y18-8钢的导热性不好，硫含量又高，故热加工工艺需严格控制。钢锭开坯的装炉温度应不超过700℃，保温一定时间后再升温，到1 200～1 230℃再保温一定时间（例如ϕ135 mm×300 mm的钢锭保温1 h）。轧制加热温度为1 100～1 180℃。热轧材力学性能见表13.10-60。

如果用此钢成品钢带热冲压加工零件（例如表壳）需细心控制加热温度、保温时间和变形量等参数。

表13.10-60 Y0Cr18Ni10钢的力学性能
（由热轧材实测得到）

σ_b	σ_s	δ_5/%	ψ/%	HB
MPa				
686～723	565.5～598.8	32.3～35.7	41.6～52.6	247～253

此钢的主要用途是：制造各种精密机械零件，例如水泵轴、阀、螺钉、螺帽及非磁性零件。

(17) 易切削非调质钢

非标准钢号Y35V、Y35MnV、Y45V等都是经常使用的易切削非调质钢。钢中加入质量分数为0.04%～0.10%S，0.001%～0.005%Ca，或0.07%～0.20%Pb，改变钢中夹杂物的形态、数量和分布，形成（Mn，Fe）S、（Mn，Ca，Fe）S化合物或低熔点复合氧化物，改善钢的被切削性能。由于非调质钢不需淬回火处理，简化生产工艺，缩短生产周期，具有明显的经济优势，所以获得越来越多的重视和应用，尤其是在汽车制造业颇受青睐，是很有前途的发展方向之一。

非调质钢的显微组织为铁素体和珠光体，被切削性能比索氏体组织的调质钢好。非调质易切削钢Y35MnV（含硫w_S为0.035%～0.075%，其他成分（质量分数）（%）为0.33～0.40C，1.00～1.40Mn，0.30～0.60Si，0.06～0.12V，P≤0.035；锻后空冷，硬度213～275HB，平均值248HB）与55钢（调质处理后硬度为216～243HB，平均值232HB）制造连杆做切削对比试验。结果表明，锰质量分数不同（0.80%和1.25%）的易切削钢的刀具平均寿命分别比55钢提高80%和60%。这种钢可制造汽车发动机连杆等。

3 易切削钢的最近发展

由于汽车工业、家用电器、办公自动化设备等的迅速发展，带动了易切钢应用的迅速增加。以日本为例，1972年易切削钢用量为50万吨，到1983年增加到130万吨，1986年为182万吨，进入20世纪90年代后更超过200万吨，且仍以上升趋势继续发展。

除去用量增加和使用范围不断扩大之外，对易切削钢的各方面要求也越来越高。除去被切削性能之外还要求其他许多性能（例如塑性、冷锻性、渗碳性等）都好的多功能易切削钢，是人们非常感兴趣的；此外易切削钢的生产工艺（冷热加工、热处理）、对环境保护的影响也是人们非常关心的，为此，在这方面开展了大量研究工作，开发了许多新型的易切削钢和生产工艺。

3.1 低铅和无铅易切削钢

许多易切削钢（碳素钢、合金钢）中加铅改善被切削性能，铅系易切削钢用量很大（仅次于硫系易切削钢）。但是铅有毒，污染环境，伤害人体，所以使用上受到限制，而且在某些方面因性能问题不能满足使用要求，例如很少作为齿轮用钢，因为难以承受很大的表面压力。近来在低铅和无铅易切削钢方面的研究有了很大进展。

采用炉外精炼技术使钢中氧质量分数降至0.001 5%以下生产的低铅易切削钢，铅质量分数为0.04%～0.10%，约为原来铅含量的一半，不但仍有良好的被切削性能，而且可降低成本、改善表面疲劳性能，已在汽轮机方面得到应用，用量不断增加。

日本在结构钢方面已经开发出无铅易切削钢，仙台钢厂每月生产几千吨铅易切削钢，已经向无铅化方向发展。在易切削钢中加硫及铬，并采取措施使钢中硫化物夹杂大型化，确保易切削性能达到铅易切削钢的水平并超越之，延长刀具寿命，而价格与铅易切削钢相同，月销达千吨，代替大量使用的AISI12L14钢，用于汽车等油压控制器和OA机器轴等零件，但是尚未完全实用化。

无铅化除保护环境外，还适应不用切削剂的干式切削和高速切削的越来越高要求。无铅化有多种途径。仙台钢厂采用物理性质与石墨相近的六方晶系BN。钢中加入质量分数为0.005 0%以上的硼和0.01%以上的氮，生成BN，其尺寸与MnS相同，力学性能、疲劳强度、热加工性能等皆与不

含BN的钢基本相同，满足高速切削的要求。

用超硬工具切削时，铅易切削钢的被切削性一般都较好，但在高速切削时还有些问题。而BN易切削钢则因无铅而克服铅易切削钢的缺点。图13.10-11为BN（质量分数为0.008%B，0.015%N）易切削钢与S45C为基的铅易切削钢（0.07%Pb），用超硬刀具切削时刀具磨损和切削速度的关系。当切削速度为100 m/min时，两钢对刀具的磨损没有什么差别，但是在200 m/min以上速度切削时，铅易切削钢对工具的磨损急剧增加。切削速度由100 m/min到300 m/min，BN易切削钢对刀具的磨损几乎没有区别。当在500 m/min速度下，BN易切削钢对刀具的磨损程度相当于铅易切削钢在300 m/min时对刀具的磨损，切削速度越高，两钢的这种差别也越大。

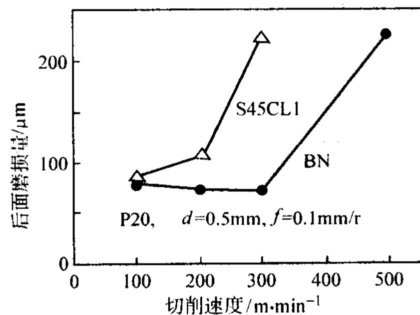


图13.10-11 BN钢与铅易切削钢对刀具的磨损比较

川崎钢铁厂用使钢中渗碳体石墨化的方法开发出新型机械制造用易切削钢，实现无铅化。

钢中的硬质点渗碳体（Fe_3C）一部分变成软的石墨，其余的使之成为球形，从钢材软化而改善冷锻性和被切削性的匹配，为此需进行球化退火。

在切削中钢内的石墨可作为切屑的起源，而且在刀具和钢材之间形成薄膜，对刀具有保护作用。新钢的优点是可使被切削性及冷锻性能都达到较高水平，且淬火、回火后的强度与基础钢相当。可解决因被切削性要求而使高强度化难以实现的问题，作为机械制造用钢有广阔的发展前景。

3.2 改变钢中夹杂物形态、尺寸，改善被切削性能

一般的硫易切削钢随硫化物量的增加，与锻轧方向垂直的横向塑性、韧性明显下降。神户钢厂通过控制钢中硫化物的形态改善其力学性能（特别是横向），而且有良好被切削性能，可达到甚至超过铅易切削钢的水平，开发出MgCa易切削钢。

钢中加入Mg生成微细氧化镁，以此为核心生出硫化物，故硫化物均匀分散。而且由于Mg+Ca固溶于硫化物中而控制热加工过程中硫化物变形，因而可使硫化物球化（限制延伸），抑制横向韧性下降。以S30C为基的MgCa易切削钢（质量分数为0.06%S）的横向冲击韧性与S30CLI（质量分数为0.07%Pb半铅易切削钢）相当而优于硫易切削钢S30CSI（质量分数为0.06%S），被切削性能则比后两种钢都好得多。原因是因Mg+Ca使氧化物被硫化物包围，直接减小对刀具的磨损，控制氧化物成分，生成的保护膜也减小磨损刀具，而且粒状硫化物降低切削抗力。

这种钢可以代替铅易切削钢，制造力学性能要求高的零件（特别是横向性能）；代替硫易切削钢制造冷锻性（加工裂纹）要求高的零件，以及疲劳寿命受到重视的零件。

新日本制铁也采用控制MnS形状（使之球化）的技术，而且控制MnS的粒度，使其细小而弥散，因而改善钢的轧制、热处理等性能，可作为多种机械制造用钢，特别是制造汽车曲轴等重要零件。

在许多情况下，对零件切削加工表面质量的要求高于对刀具寿命的要求，而且与通过改变刀具和切削条件以改善刀具寿命相比，钢（被加工材料）的性质本身对加工表面的质量有更大影响。为改善加工表面粗糙度，改变钢的基本性质是很必要的。与过去单纯增加硫含量相比，新日铁的技术不仅使钢中MnS颗粒细小、数量多，而且分布弥散、均匀，抑制过大的MnS形成。切削试验表明，新研制的钢的被切削性能比硫易切削钢SUM23和与SAE12L14被切削性相当的铅易切削钢都好（如图13.10-12）。

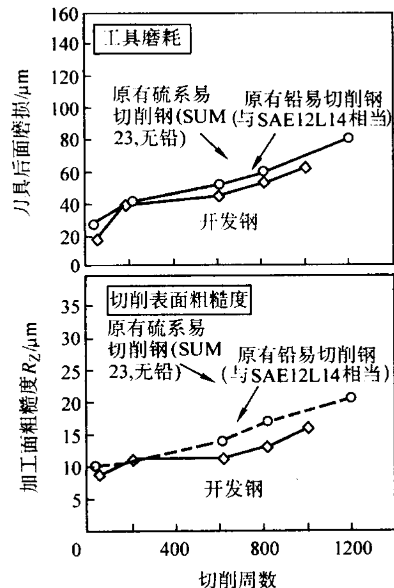


图13.10-12 新研制钢与硫、铅易切削钢被切削性能的比较

三菱制钢公司研制出的无铅易切削钢中含有较高的硫含量；还加入对环境无害的微量特殊元素铌；钢中硫化物（MnS）夹杂弥散分布，旋削、钻孔加工的切屑破碎性良好（图13.10-13为该钢与JIS SUM24L钢的切屑比较）。用P20超硬工具切削时，新钢对刀具的磨损约为SUM24L钢的一半以下，因而刀具的寿命可大幅度提高。

由于MnS细小弥散，包括冲击性能在内的力学性能与SUM24L钢相比也并不逊色；此钢渗碳处理的性能，例如渗碳深度、表面硬度等也与SUM24L钢相似或更好。可用来制造OA机器的轴类、螺钉等联接件、汽车制动器等零件。

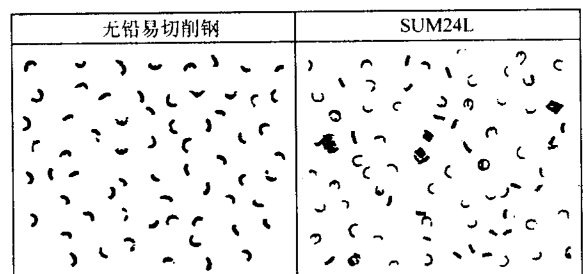


图13.10-13 无铅易切削钢的切屑比较

另外，还通过加入钙、钛、铋、锆、碲等微量元素控制硫化物的形态，使之球化，改善横向力学性能，特别是抗张强度和疲劳极限。

3.3 新工艺、新钢号

日本神户钢铁公司采用新工艺生产出新型铅易切削钢。这种KAT工艺（Kobe Argon Treatment）包括电弧炉熔炼—钢包精炼—吹氩处理—连铸。其中吹氩处理是技术关键，用氩

气把细铅粉吹入钢包精炼后的钢液，使铅均匀、完全溶解，消除加铅的各种不良影响。用超声波、磁力探伤检查钢材全长和整个断面的缺陷和质量，这样生产出来的钢材具有很高的洁净度、成分稳定性及良好的内部和表面质量，因而性能优良。采用这种新工艺已经生产出Pb－S复合易切削钢、机械制造用易切削钢及被切削性和冷锻性都好的钢。

汽车工业的飞速发展需要生产大量精密机械零件，特别是精密齿轮，因而需要高强度和适宜高速自动切削加工的齿轮钢。原有硫系、铅系易切削钢因有各自的不足（例如硫系的被切削性及力学性能方向性，铅系的面压损坏严重、耐压性不足等）而难以满足要求，特别是渗碳性能欠佳。为此日本开发出易切削高强度齿轮钢。

这种钢的成分（质量分数/%）范围是：$0.15 \leqslant C \leqslant 0.4$，$Si \leqslant 0.10$，$Mn \leqslant 0.50$，$P < 0.010$，$0.010 \leqslant S \leqslant 0.030$，$0.50 < Cr < 2.00$，$0.45 < Mo < 1.0$，$0.001 \leqslant Ca \leqslant 0.1$，$[O] \leqslant 15 \times 10^{-6}$（0.001 5%）。

加入硫和钙可改善被切削性能，氧质量分数控制在0.001 5%以下，以减少Al_2O_3的生成，保证强度和被切削性。钙与硫可生成Ca－S、Ca－Mn－S夹杂，为球形，即使经过加工也不会出现力学性能的各向异性，而且改善被切削性。新钢的被切削性能明显提高（刀具磨损量减小50%以上），疲劳极限约为646 MPa，可以达到制造齿轮的要求。

此外，在其他钢种方面，例如冷作模具钢、非调质钢、不锈钢，甚至高锰无磁钢等方面，也都有新型易切削钢被研制出来。例如高锰钢的加工硬化显著，被切削性能特别是钻孔性能差，而新开发的易切削高锰无磁钢板KNM24－M不但磁性稳定，钻孔性好，而且线（膨）胀系数与碳素钢相近，屈服强度为234 MPa。成分（质量分数）为0.25%C～25%Mn，奥氏体型，其中P质量分数≈0.02%，S质量分数≈0.003%。可用于高速磁悬浮列车、各种发电机、变压器等大电流设备中的无磁性结构材料，可提高机械加工效率，减小钢结构件的热应变。

4　材料被切削性能的评定方法

材料的被切削性能是个综合指标，受多种因素影响。被切削性能的好坏直接影响到切削加工的生产率、加工刀具的工作寿命、切屑处理难易和加工零件表面的粗糙度等。但是同一种材料用不同加工方法和不同刀具来加工，其切削加工性能也可能有很大差别。因此材料被切削性能的比较和评定相当困难，目前国内外还没有统一的测定被切削性能的方法和标准。常用的方法有以下几种。

（1）刀具寿命

刀具寿命是指切削加工中，在一定切削条件下刀具切削刃磨损到规定程度时的切削时间（或加工的零件数）。切削时间越长（加工零件越多）则被切削性越好。另外，还可以用在一定切削加工时间内，刀具被磨损到规定程度所能承受的最大切削速度来表示被切削性能。例如V_{60}，即指在60 min切削时间内刀具达到规定磨损程度的最大切削速度，V_{60}值越大越好。

在各种切削条件一定时，刀具的磨损（寿命）与切削速度有一定关系：$vT^n = C$。

式中，v为切削速度，m/min；T为刀具寿命，min；n和C为常数，取决于被切削材料、刀具材料和切削条件。

选取固定的刀具寿命，例如20 min、60 min等，则相应的切削速度以V_{20}、V_{60}表示。

刀具的磨损形式主要为机械磨损、化学磨损、热磨损等。在较低速度下切削时刀具主要是由被切削材料中硬质点引起的机械磨损。热磨损为在切削摩擦产生的高温和高压力下产生的刀具和被切削材料之间的黏接而产生的磨损。切削速度越大，切削温度越高，黏接磨损也越严重。另外，在切削的高温下，刀具与被切削材料相互密切接触，两者的化学成分相互扩散、渗透而改变刀具表面的化学组成和性质，降低刀具切削能力，造成磨损，即扩散磨损亦是热磨损形式之一。

化学腐蚀即磨蚀磨损。刀具与周围介质（包括切削液）发生化学反应而被腐蚀、形成较软的化合物层而造成刀具磨损。

总的来看，温度是决定磨损的重要因素。在低温度区以机械磨损为主，在中、高温区则以热和化学磨损为主。

（2）加工表面粗糙度

加工表面的粗糙度是指被加工表面的几何不平度平均值，用R_a表示。R_a与原用光洁度等级的对应关系见表13.10-61。

表13.10-61　R_a与光洁度级别对应关系

光洁度级别	∇1	∇2	∇3	∇4	∇5	∇6	∇7	∇8	∇9	∇10	∇11	∇12	∇13	∇14
R_a/μm	320	160	80	40	20	10.0	6.3	3.2	1.6	0.80	0.40	0.20	0.10	0.05

在切削条件（机床、刀具、切削速度、切削力等）固定下，被加工表面的粗糙度越小（即原光洁度级别越高），材料的被切削性能越好。

加工表面的粗糙度对以后的精加工，甚至对工件的质量和工作性能、使用寿命产生重大影响，例如工件的疲劳强度、耐蚀性和配合精度等。

（3）对比法

以冷拉易切削钢Y12作为标准，其被切削性能为100%。被测定材料的被切削性能与Y12钢相比，用所得到的相对百分比表示其被切削性能。例如某材料的被切削性为50%，则表示它的被切削性能为Y12钢的一半。硬度为179～229HB的45钢的被切削性能为Y12钢的60%。

（4）切削抗力

切削抗力为材料被切削时抵抗变形和形成切屑的能力，亦即刀具受到的切入工件材料、使之变形、形成切屑所需的力。切削抗力可分为主力（切向力，与被加工表面相切）和径向力（切深抗力、吃刀力）、轴向力（进给抗力、走刀力）。其中主力占全部切削抗力的90%以上，是最主要的。当然，切削抗力越小，材料越易切削，被切削性也就越好。

切削抗力主要取决于被切削材料的物理－力学性能，例如材料的强度和硬度越高，切削抗力也越大。

（5）断屑性

断屑性是指在切削过程中产生的切屑自动碎断、顺利排出的能力。因为切屑越容易碎断和排出，对刀具黏连和磨损越小，被切削性能就越好。

被切削材料的屈服强度小、弹性模量大，或塑性低，切屑就容易碎断。增加切削速度和吃刀量会使断屑性下降。切屑的形状有带状、“C”状、螺卷状、塔状、碎块等多种。

对于普通车床，小直径紧卷屑较好；对数控机床，C形

屑较好；自动机床和自动线则以塔形屑比较合适。

在上述几种方法中以刀具寿命法最为重要，是测定被切削性方法的基础。但因加工方法不同，要求的重点也不同。对于高速切削，粗加工的刀具寿命最重要；对于精加工（特别是最后一道工序），则加工表面的粗糙度最重要；对于自动机床，则断屑性最重要，见表 13.10-62 所示。

表 13.10-62 切削加工方法的要求

切削加工方法	粗加工	精加工	自动切削
刀具寿命	1	3	3
加工表面粗糙度	4	1	2
断屑性	3	2	1
切削抗力	2	4	4

注：数字越小越重要。

5 易切削钢钢号

为便于选用国内外易切削钢，将 GB/T 8371—1988 中的标准易切削结构钢钢号与国外相应钢号的对照关系列于表 13.10-63 中；GB/T 1220—1992 和 GB/T 1221—1992 中的易切削不锈钢和易切削耐热钢与国外相应钢号的对照关系列于表 13.10-64中。

表 13.10-63 国内外易切削结构钢钢号对照表

	系列	中国 GB/T 8371—1988	国际标准化组织（ISO）	俄罗斯（ГОСТ）	美国（ASTM）	日本（JIS）	德国（DIN）	英国（BS）	法国（NF）
标准钢号	S-P	Y12	10S20	A12	G12110（UNS）（1211）	SUM12 SUM21	10S20	210M15	13MF4
	S-Pb	Y12Pb	10SPb20 11SMnPb28		12L13	SUM22L	10SPb20		
	S-P	Y15	11SMn28		1213 G12130（JNS）（1213）	SUM22	10S20	230Mo7	S250Si
	S-Pb	Y15Pb	11SMnPb28 12SMnPb35		12L13 12L14	SUM24L SUM22L	9SMnPb28		S300Pb
	S	Y20		A20	1117 G11170（UNS）	SUM32	C22	210M15 C22	C22
	S	Y30	35S20	A30	1132		C30	C30	C30
	S	Y35	35S20	A35	1137 G11370（UNS）	SUM41	C35	C35	C35 35MF6
	S	Y40Mn	44SMn28	A40Г	1144 G11440（UNS）	SUM43		226M44	45MF6.3
	S-Ca	Y45Ca			1145		C45	C45	C45

表 13.10-64 国内外易切削不锈钢、耐热钢钢号对照表

钢种	中国 GB/T 1220—1992	日本 JIS	国际标准 ISO 683/13 ISO 683/16	美国 AISI ASTM	英国 BS970 Part4 BS1449 Part2	德国 DIN 17440 DIN 17224	法国 NFA35—572 NFA35—576—582 NFA35—584	俄罗斯 ГОСТ5632
易切削不锈钢	Y1Cr18Ni9	SUS303	17	303 S30300	303S21	X12CrNiS188	Z10CNF18.09	
	Y1Cr18Ni9Se	SUS303Se	17	303Se S30323	303S41			12X18H10E
	Y1Cr17	SUS430F	8a	480F S43020		X12CrMoS17	Z10CF17	
	Y1Cr13	SUS416	7	416 S41600	416S21		Z12CF13	
	Y3Cr13	SUS420F		420F S42020			Z30CF13	
	Y11Cr17	SUS440F		440F S44020				
易切削耐热钢	Y5Cr21Mn9Ni4N（GB/T 1221—1992）	SUH36	9（ISO 683/15 中牌号）		349S54			

编写：祖荣祥（钢铁研究总院）

第 11 章　超高强度钢

超高强度钢并没有严格的定义，国外一般将屈服强度在 1 350 MPa 以上，作为结构材料使用的高强度钢称为超高强度钢。超高强度钢通常分为 3 类：第一类为低温回火马氏体组织的低合金超高强度钢，以 4340、300M 为代表，这种类型的钢具有成熟的制造工艺、低廉的成本，是应用最广的一类超高强度钢。这类钢具有较高的强度，一定的韧性和塑性，高的形变硬化指数和低的屈强比，可以满足大部分的工程应用需求。在要求特别苛刻的条件下使用时，断裂韧性和抗应力腐蚀能力偏低，疲劳强度也有待改善。针对该类钢的缺点，一个重要的发展方向是寻求最佳的冶金工艺以提高钢的韧性，包括应用先进的炉外精炼设备进行脱气处理、采用微量元素控制夹杂物的形态以及直接采用真空感应炉熔炼加上真空自耗重熔提高钢的洁净度，以提高钢的韧性和疲劳强度。另一个发展方向为优化钢的合金设计，尤其是提高钢中镍的含量，已设计出了一些很有潜力的钢种。第二类为高温回火析出复合碳化物二次硬化组织的中合金和高合金系超高强度钢，目前这一系列的典型代表为高 Co-Ni 二次硬化马氏体钢，例如 9Ni - 4Co、9Ni - 5Co、HY180、AF1410、AerMet100。这类钢是以高韧性的 Fe - Ni - Co 马氏体为基体，在固溶状态下，不仅强度高，而且韧性好，当碳含量较低时具有良好的自回火能力。在正常时效状态以细小 M_2C 碳化物强化，具有优异的强韧性配合、高的疲劳强度、高的抗应力腐蚀能力，同时还具有较高的形变硬化指数、低的屈强比，在约 2 000 MPa 以下，高 Co - Ni 二次硬化马氏体钢是目前强韧性配合最好的钢类。进一步提高钢的强度水平，并使得其韧性水平继续超过其他钢类是二次硬化马氏体钢的发展目标之一。第三类为马氏体时效钢，这类钢以高的强韧性配合和良好的工艺性能著称，目前在强度超过 2 000 MPa 时仍是强韧性配合最好的钢种。典型的钢种包括 18Ni 系列的 18Ni (250)、18Ni (300) 以及无钴的 T - 250 和 T - 300。该类钢以无碳的 Fe - Ni 马氏体为基体，在时效时通过金属间化合物的析出获得良好的强度。该类钢近 20 年在合金设计上基本没有大的变化，主要的进展在于优化钢的冶炼工艺，进一步提高钢的韧性水平，另外，寻找合适的应用环境也是该类钢的发展方向之一。

1　低合金超高强度钢

低合金超高强度钢的碳质量分数一般在 0.30% ~ 0.50%，合金元素总量不超过 6%（质量分数），其屈服强度在 1 300 MPa 以上或抗拉强度在 1 400 MPa 以上。这类钢的热处理采用淬火加低温回火，有的钢种进行高温回火或等温淬火加低温回火，钢的强度主要取决于马氏体中固溶的碳浓度，在回火马氏体中碳质量分数每增加 0.01%，钢的抗拉强度约提高 30 MPa。随着钢中碳含量的增加，钢的强度提高，延性和韧性降低，致使冷加工性和焊接性恶化。因此在强度满足使用要求的条件下，应尽量降低钢中的碳含量。热处理后获得回火马氏体、回火马氏体加贝氏体，高温回火的钢为索氏体组织。这时钢具有高的强度和良好的延性与韧性。被广泛应用于制造承受高应力状态下的结构件。

20 世纪 40 年代美国通过降低回火温度，使 AISI4340 和 4130 钢的抗拉强度提高到 1 600 ~ 1 900 MPa。50 年代在 AISI4340 钢的基础上加入质量分数为 1.6% 硅和质量分数为 0.1% 钒，研制出 300M 钢，回火温度从 200℃ 提高到 300℃，抗拉强度提高到 1 860 ~ 2 060 MPa，钢的延性和韧性都有明显改善。60 年代研制的 D6AC 钢，抗拉强度达到 1 600 MPa，主要用于制造多种型号的固体燃料火箭发动机壳体。到了 70 年代中期，美国共和钢公司在 4340M 钢的基础上，将硅质量分数提高到 2.5%，钒质量分数增加到 0.2%，研制出高强度的 HP310 钢，抗拉强度达到2 135 MPa，而大截面棒材的横向断面收缩率仍能保持在 25% 以上。与此同时，前苏联研制的 эи643、法国研制的 35NCD16 等钢种，其抗拉强度在 1 860 MPa 以上，均已获得广泛使用。进入 90 年代，国际上低合金超高强度钢的发展，主要是采用新工艺、新技术、提高钢的洁净度，改变夹杂物的形态和分布，进行超细化晶粒研究，使钢的抗拉强度稳定在 1 700 ~ 2 000 MPa，断裂韧度提高到 85 $MPa\cdot m^{1/2}$ 以上。

20 世纪 50 年代，中国在 30CrMnSiA 钢的基础上研制出了 30CrMnSiNi2A 钢。60 ~ 70 年代，结合我国资源，先后研制成功 35Si2Mn2MoVA、30Si2MnCrMoVReA 和 40CrMnSiMoVA 等钢种，抗拉强度为 1 670 ~ 1 860 MPa。与此同时，仿制了 AISI4340、28Cr3SiNiMoWVA、D6AC、300M 等钢种。这些钢种的研制，满足了我国航空、航天工业发展的需要，广泛用于制造飞机的起落架和固体火箭发动机壳体等。从 80 年代以来，为提高钢的洁净度，对上述的一些钢种，选高纯度原料，采用真空感应炉加真空自耗炉重熔或电渣重熔冶炼工艺，使钢中杂质元素和气体含量大大降低，提高了钢的断裂韧性，使用更加安全可靠。

1.1　合金元素的作用

合金元素的加入是为了提高钢的淬透性，细化晶粒和提高回火马氏体组织的稳定性。在低合金超高强度钢中通常加入的合金元素有镍、铬、硅、锰、钼、钨、钒等。

1) 镍和锰　镍和锰是扩大奥氏体区的元素，在钢奥氏体化后冷却过程中能强烈推迟奥氏体向珠光体和贝氏体转变，使过冷奥氏体转变曲线的位置向右移。镍的加入可以改变钢中的位错滑移特点，使位错绕过某些障碍，避免产生大的应力集中，因而不易产生解理断裂。镍还能提高钢的基体的层错能，使螺位错易产生交叉滑移，提高韧性。加入质量分数为 2% 的镍或锰能使大截面的零部件在油淬条件下获得马氏体组织。

2) 铬、钼、钨　铬、钼、钨是中强碳化物形成元素。钢在加热奥氏体化后淬火冷却过程中，这类元素能阻碍奥氏体转变，推迟珠光体的成核与长大，明显地提高钢的淬透性。在回火过程中，这类元素向渗碳体富集，形成特殊合金碳化物，由于其与碳的亲和力较强，能增加合金碳化物的稳定性，显著提高其回火稳定性。但是，当在钢中同时存在铬、锰、镍等合金元素时，促进回火脆性的增大，为此常常加入适量的钼或钨，加入一份的钼，相当于三份的钨。45CrNiMo1VA 钢中含有质量分数为 1% 钼，在回火温度提高到 500 ~ 550℃ 时，仍具有较高的强度和良好的韧性。

3) 钒、铌　钒、铌是强碳化物形成元素，与碳的亲和力强，增加碳化物的稳定性，当加热到较高温度时，仍有细小的合金碳化物质点保留在钢中，具有较强的阻止奥氏体晶粒长大的作用，因而可细化马氏体组织，改善回火马氏体的韧性，提高钢的解理断裂应力。

4) 硅　硅是非碳化物形成元素，在钢中对渗碳体的析出和长大有着强烈的延滞作用，能延缓马氏体的脱溶分解，

显著地提高钢的回火稳定性，并能使钢的低温回火脆性温度区上移。300M 钢含硅量（质量分数）为 1.6%左右，在回火过程中提高了马氏体回火稳定性，使得回火脆性的温度推迟到 400℃以上。

1.2　几种最常使用的低合金超高强度钢

1）30CrMnSiNi2A　30CrMnSiNi2A 钢为铬 - 锰 - 硅 - 镍系，是在 30CrMnSiA 钢的基础上，提高锰、铬含量，并添加质量分数为 1.4% ~ 1.8%镍而发展起来的，成分的调整使其淬透性显著提高，其在具有较高强度水平时，仍有较好的延性和韧性。此钢在 350 ~ 550℃温度范围产生回火脆性，在高温加热时具有脱碳倾向，对缺口较敏感，易产生氢脆，在进行零件设计及热处理时应特别注意。30CrMnSiNi2A 钢是我国航空工业中使用最广泛的钢种，适用于制造承受切应力条件下的高强度螺栓及轴类，飞机主起落架支柱、机翼主梁及其他重要连接件。

2）40CrNi2MoA　40CrNi2MoA 钢为镍 - 铬 - 钼系，是优良的调质钢之一。该钢在调质状态下具有良好的综合力学性能，低温冲击韧性也很高。钢的淬透性好，直径 75 mm 以下棒材，油淬可以淬透。调整回火温度，可以获得不同的强度和韧性。但在较高强度水平时，氢脆敏感性增大，抗腐蚀开裂性差，在较高应力集中处，易发生脆性断裂。在电镀后应进行除氢处理。为提高零件疲劳寿命和表面耐磨性，可进行渗氮处理。该钢用于制造工作条件繁重或大断面的高强度零件，例如螺栓、螺钉，重要的紧固件、齿轮、活塞杆以及飞机起落装置等。

3）45CrNiMo1VA　45CrNiMo1VA 钢为铬 - 镍 - 钼系钢种，钢中碳含量较高，铬和钼各加入 1%（质量分数），经调质后钢的抗拉强度可达 1 800 ~ 2 000 MPa，并具有高的屈强比和良好的延性和缺口韧性，淬透性好，回火温度范围宽，无回火脆性，在高温时仍能保持较高强度。由于钢的过冷奥氏体相变在 510 ~ 610℃温度范围存在奥氏体湾，对于较薄易变形零部件在淬火时，先快冷至这个温度，均温后再淬火，会大大减少温度应力，进而降低工件的变形程度。为减少钢在高温加热时的脱碳，应对工件进行涂料或在保护气氛炉中、盐浴炉中进行热处理。主要用于制造飞机起落架、航空器的关键结构件，固体燃料发动机壳体，并可制造轴、齿轮、弹簧、模具及高压釜等。

4）30Si2MnCrMoVA　30Si2MnCrMoVA 钢含质量分数为硅 1.5%，锰、铬各 1%左右，并加入 0.5%的钼和 0.1%的钒，这种硅 - 锰 - 铬 - 钼钢，经淬火加低温回火或等温淬火、低温回火后，抗拉强度可达到 1 800 MPa 以上。等温淬火并低温回火后，钢的屈服强度稍低，低温冲击韧性和较高温度时的强度稳定性都很好。在保证冶金质量前提下，特别是硫、磷含量分别在质量分数为 0.010%、0.015%以下时，钢的缺口敏感度较低，断裂韧性也较高。该钢在 360 ~ 550℃温度范围有一个明显的回火脆性区。这时钢的延性和韧性差。油淬可以淬透直径 80 ~ 100 mm，等温淬火可淬透直径 50 ~ 60 mm 棒材，热处理时钢的脱碳倾向较大。用于制造高压容器和重要的高强度连接件，多用来制造固体火箭发动机壳体。

5）40CrNi2Si2MoVA　40CrNi2Si2MoVA 钢属镍 - 硅 - 铬 - 钼系钢种，是在 AISI4340 钢中加入质量分数为 1.6% Si 和 0.10% V 而发展起来的，该钢主要靠碳强化，其抗拉强度可达到1 960 ~ 2 100 MPa。硅的加入使钢的回火脆性区提高到 400 ~ 500℃的温度范围，使钢在较高温度回火后，获得满意的综合性能，淬火后经 300℃ 回火，抗拉强度没有明显降低，而冲击韧性和屈服强度均达到最高值。真空感应加真空自耗冶炼的钢主要用于制造飞机起落架。

表 13.11-1、表 13.11-2 分别为几种常用低合金超高强度钢的化学成分和力学性能指标。

表 13.11-1　常用低合金超高强度钢的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
30CrMnSiNi2A	0.27 ~ 0.33	0.90 ~ 1.20	1.00 ~ 1.20	0.90 ~ 1.20	1.40 ~ 1.80	—	—	≤0.010	≤0.015
40CrNi2MoA	0.38 ~ 0.43	0.20 ~ 0.35	0.65 ~ 0.90	0.70 ~ 0.90	1.65 ~ 2.00	0.20 ~ 0.30	—	≤0.010	≤0.010
45CrNiMo1VA	0.44 ~ 0.49	0.15 ~ 0.35	0.60 ~ 0.90	0.90 ~ 1.20	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.10	0.05 ~ 0.15	≤0.015	≤0.015
30Si2MnCrMoVA	0.27 ~ 0.32	1.40 ~ 1.70	0.70 ~ 1.00	1.00 ~ 1.30	≤0.25	0.40 ~ 0.55	0.08 ~ 0.15	≤0.010	≤0.015
40CrNi2Si2MoVA	0.38 ~ 0.43	1.45 ~ 1.80	0.60 ~ 0.90	0.70 ~ 0.95	1.65 ~ 2.00	0.30 ~ 0.50	0.05 ~ 0.10	≤0.010	≤0.010

表 13.11-2　常用低合金超高强度钢的力学性能指标

钢　号	冶炼工艺	试料规格/mm	取样方向	热 处 理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	A_{Ku}/J	HB（退火后）
30CrMnSiNi2A	真空感应炉 + 真空自耗	≤ ϕ200	纵向	900℃油冷 + 200 ~ 300℃空冷	≥1 620	≥1 375	≥9	≥45	≥47	≤255
		ϕ250			≥1 620	≥1 375	≥8	≥40	≥39	
		≤ ϕ200	横向		≥1 620	≥1 375	≥5	≥25	≥27	
		ϕ250			≥1 620	≥1 375	≥5	≥25	≥24	
40CrNi2MoA	真空感应 + 电渣或 + 真空自耗	—	纵向	900℃空冷 + 850℃油冷 + 560℃空冷	≥1 080	≥980	≥12	≥45	≥47	正火 + 高温回火，HRC≤33
		≥ ϕ210（环件）	横向	900℃空冷 + 840℃油冷 + 220℃空冷两次	≥1 790	≥1 495	≥6	≥25		

续表 13.11-2

<table>
<tr><th>钢　号</th><th>冶炼工艺</th><th>试料规格/mm</th><th>取样方向</th><th>热 处 理</th><th>σ_b /MPa</th><th>$\sigma_{0.2}$ /MPa</th><th>δ/%</th><th>ψ/%</th><th>A_{Ku}/J</th><th>HB（退火后）</th></tr>
<tr><td>45CrNiMo1VA</td><td>真空感应炉＋电渣或＋真空自耗炉</td><td>—</td><td>纵向</td><td>890～920℃空冷＋880～900℃油冷＋510～550℃空冷</td><td>≥1 520</td><td>≥1 420</td><td>≥9</td><td>≥35</td><td>≥35</td><td>≤285</td></tr>
<tr><td>30Si2MnCrMoVA</td><td>真空感应炉＋真空自耗炉</td><td>—</td><td>纵向</td><td>910～930℃空冷＋920～940℃油冷＋290～310℃空冷</td><td>≥1 620</td><td>≥1 320</td><td>≥9</td><td>≥40</td><td>≥40</td><td>≤285</td></tr>
<tr><td rowspan="3">40CrNi2Si2MoVA</td><td rowspan="3">真空感应炉＋真空自耗炉</td><td>—</td><td>纵向</td><td rowspan="3">预备热处理
925℃空冷＋650～700℃空冷
最终热处理
870℃油淬＋300℃空冷两次</td><td>≥1 860</td><td>≥1 515</td><td>≥8</td><td>≥30</td><td>≥39</td><td rowspan="3">≤241</td></tr>
<tr><td>≤ϕ280</td><td rowspan="2">横向</td><td>≥1 860</td><td>≥1 515</td><td>—</td><td>30</td><td>≥23</td></tr>
<tr><td>ϕ 280～340</td><td>≥1 860</td><td>≥1 515</td><td>—</td><td>25</td><td>≥23</td></tr>
</table>

1.3 钢的制备工艺

1.3.1 冶炼

以往低合金超高强度钢常采用电弧炉生产。由于强韧性要求不断提高，钢的冶金质量需要改善，这主要是提高钢的洁净度，降低非金属夹杂物含量。非金属夹杂物会造成局部应力集中，导致形成裂纹源，从而降低钢的延性、韧性和疲劳强度。夹杂物的总量主要是降低钢的纵向延性，而夹杂物的形态和分布则主要是降低钢的横向和厚度方向的延性和韧性。随着工业水平的提高，钢的冶炼已从原来的单一方式，走向复合生产方式，由电弧炉生产发展为电弧炉加电渣重熔，电弧炉加真空自耗炉、真空感应炉加电渣重熔和真空感应炉加真空自耗重熔炉等生产方式。采用真空熔炼的钢，硫含量（质量分数）降低到 0.002%，磷含量（质量分数）降低到 0.005%，气体含量降低 50%以上，钢的横向延性和韧性均得到显著提高。表 13.11-3 和表 13.11-4 分别为 40CrNi2Si2MoVA 钢不同冶炼工艺的气体含量和横向力学性能。

表 13.11-3　40CrNi2Si2MoVA 钢的气体含量（质量分数）　10^{-6}

冶炼方法	H	O	N
电弧炉冶炼	2.0	26	90
真空感应炉冶炼	1.0	14	45

表 13.11-4　40CrNi2Si2MoVA 钢的横向力学性能

冶炼方法	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
电弧炉冶炼	1 970	1 660	7.0	28.5	14.9
真空感应炉冶炼	1 960	1 620	11.5	45.0	24.5

1.3.2 钢的热加工和冷加工

低合金超高强度钢在 1 180～850℃温度范围进行锻造或轧制，钢锭的锻压比应大于 5。对于要求横向延性指标的锻件可采用镦粗、拔长的变形工艺。热加工后应进行退火，以消除应力和获得均匀的组织。含镍、铬钢种经退火后冷加工性能良好，含硅、锰高的钢由于加工硬化指数较高，在进行冷轧、强力旋压等加工前或中间过程采用球化退火工艺进行软化较为理想。

1.3.3 焊接

低合金超高强度钢的焊接性主要取决于钢中的碳含量。碳含量越高，焊接性能越差。这是因为焊缝和热影响区在空冷后形成粗大的马氏体组织，产生大的应力，因而容易形成焊接微裂纹，这类钢焊接性能比较差。为确保焊接质量，可采用气体保护焊、钨极氩弧焊、电子束焊等焊接方法。焊前于 200～300℃进行预热，焊后应保持在 300℃左右的温度，并尽快在 600～650℃的炉内进行回火。一般选用同钢种低碳高纯净度的焊丝，有的则加入适量的镍，以改善韧性。30Si2MnCrMoVA钢所用的焊丝，是将该钢中的碳含量 w_C 降至 0.10%，并加入质量分数为 2.0% 的镍，采用双真空熔炼经加工制造的。

1.4 常用低合金超高强度钢的化学成分及性能

1.4.1 30CrMnSiNi2A 钢

（1）化学成分（表 13.11-5）

表 13.11-5　真空感应加真空自耗 30CrMnSiNi2A 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo
0.31	1.09	0.94	0.002	<0.005	1.08	1.62	0.15

（2）物理常数

30CrMnSiNi2A 钢的密度 ρ = 7.79 g/cm³；临界点见表 13.11-6；线胀系数见 13.11-7；热扩散率、比热容、热导率见表 13.11-8；弹性模量、切变模量和泊松比见表 13.11-9。

表 13.11-6　30CrMnSiNi2A 钢的临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	B_s	B_f	M_s	M_f
715	830	460	315	340	165

表 13.11-7　30CrMnSiNi2A 钢的线胀系数 α_l

温度范围/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
α_l/10^{-6}K^{-1}	11.72	12.09	12.52	12.96	13.35	13.65

表 13.11-8 30CrMnSiNi2A 钢的热扩散率 D、比热容 c、热导率 λ

温度/℃	25	100	200	300	400	500	600	650
$D/10^{-6}m^2\cdot S^{-1}$	7.94	7.85	7.59	7.17	6.59	5.85	4.95	4.44
$c/J/k\cdot g^{-1}\cdot K^{-1}$	530	552	581	610	639	669	698	713
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	32.8	33.7	34.4	34.1	32.9	30.5	26.9	24.7

表 13.11-9 30CrMnSiNi2A 钢的弹性模量 E、切变模量 G 和泊松比 μ

温度/℃	15	100	200	300	400	500	600	700	750
E/GPa	210.4	208	204	198	190	180	167	150	141
G/GPa	82.2	81	80	77	74	70	64	—	—
μ	0.278	0.28	0.28	0.28	0.29	0.29	0.31	—	—

(3) 工艺性能（表 13.11-10 ~ 表 13.11-12 和图 13.11-1、图 13.11-2）

表 13.11-10 30CrMnSiNi2A 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 140 ~ 1 180	1 120 ~ 1 160	≥850	缓冷

表 13.11-11 30CrMnSiNi2A 钢的热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	淬火后回火	等温淬火	等温淬火后回火
加热温度/℃	650 ~ 680	900 ~ 920	650 ~ 680	880 ~ 900	200 ~ 300	880 ~ 900	250 ~ 300
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	油冷	空冷或油冷	180 ~ 220 盐等温、空冷	空冷
硬度 HB	≤255	—	≤255	≥ 50HRC	≥ 45HRC	—	—

表 13.11-12 30CrMnSiNi2A 钢的奥氏体晶粒长大倾向

加热温度/℃	850	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200
晶粒度级别	10	10 ~ 9	10 ~ 8	8	8 ~ 7	8 ~ 6	7 ~ 6	6

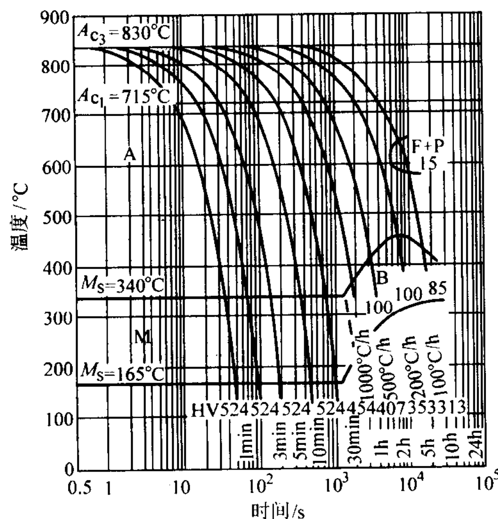


图 13.11-1 30CrMnSiNi2A 钢的奥氏体连续冷却曲线

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	V	Cu	Ti
质量分数/%	0.31	1.09	0.94	0.005	0.002	1.08	1.62	0.15	0.0032	0.07	0.089	0.0063

原始状态：热轧，奥氏体化：900°C×5min，晶粒度

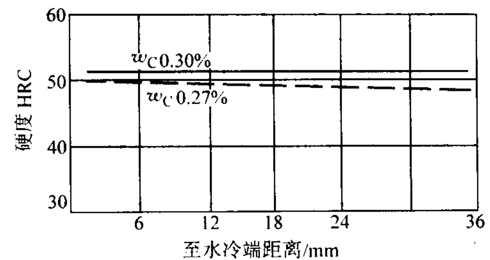


图 13.11-2 30CrMnSiNi2A 钢淬透性曲线（奥氏体化温度 900℃）

(4) 力学性能（表 13.11-13，图 13.11-3，表 13.11-14 ~ 表 13.11-18）

表 13.11-13 30CrMnSiNi2A 钢不同试料规格及取样部位的力学性能

试料规格/mm	取样部位及方向	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
ϕ250 锻材	R/2 纵向	900℃油淬 260℃空冷	1 755	1 420	11	52
	R/2 横向		1 735	1 405	10	47
ϕ10 试样	中心纵向		1 735	1 405	11	53
	中心横向		1 735	1 420	10	47
ϕ20 热轧材 ϕ10 试样	纵向		1 715	1 400	12	59

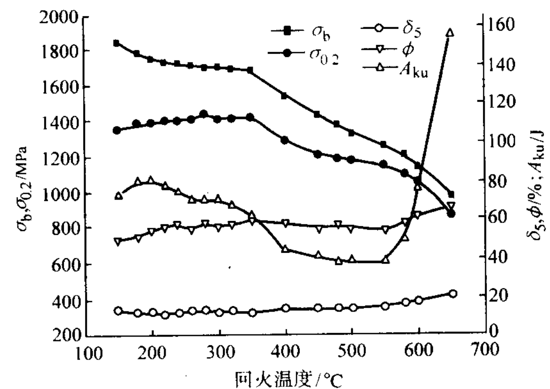


图 13.11-3 30CrMnSiNi2A 钢 900℃淬火后回火温度对力学性能的影响

表 13.11-14 30CrMnSiNi2A 钢的高温力学性能

试料尺寸	热处理	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KU}/J
ϕ20 mm 热轧材	900℃×20 min 油淬，+260℃×2.5 h 空冷	25	1 725	1 425	13	59	83
		100	1 700	1 405	12	55	98
		200	1 800	1 460	14	57	101
		300	1 600	1 340	21	69	78
		350	1 490	1 225	17	69	63
		400	1 370	1 135	16	70	68
		500	908	776	20	78	70

表 13.11-15 30CrMnSiNi2A 钢的低温冲击吸收功

试料尺寸/mm	热处理	在不同温度（℃）下的冲击吸收功 A_{KU}/J					
ϕ20	900℃×20 min 油冷	-80	-60	-40	-20	0	25
热轧材	+260℃×2.5 h 空冷	63	68	70	76	81	83

表 13.11-16 30CrMnSiNi2A 钢的室温扭转性能

试料尺寸/mm	热处理	G/GPa	$\tau_{0.015}$/MPa	$\tau_{0.3}$/MPa	τ_b/MPa
ϕ20 热轧材	900℃×20 min 油淬，+260℃×2.5 h 空冷	78	750	988	1 394

表 13.11-17 30CrMnSiNi2A 钢的疲劳强度

试料尺寸/mm	热处理	σ_{-1}（10^7）/MPa	σ_{-1H}（10^7）/MPa
ϕ20 热轧材	900℃×20 min 油淬，+260℃×2.5 h 空冷	785	425

表 13.11-18 30CrMnSiNi2A 钢断裂韧性和应力腐蚀性能

热处理	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	K_{ISCC}/MPa·m$^{1/2}$	
		3.5% NaCl 溶液	蒸馏水
900℃×20 min 油淬，+260℃×2.5 h 空冷	105	15.2	18.1

1.4.2 40CrNi2MoA 钢

（1）化学成分（表 13.11-19）

表 13.11-19 真空感应加真空自耗 40CrNi2MoA 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo
0.42	0.34	0.70	0.005	0.017	0.80	1.85	0.27

（2）物理常数

40CrNi2MoA 钢的密度 $\rho=7.83\ g/cm^3$；临界点见表 13.11-20；线胀系数见表 13.11-21；弹性模量、切变模量见表 13.11-22。

表 13.11-20 40CrNi2MoA 钢的临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	B_s	B_f	M_s
710	775	445	303	275

表 13.11-21 40CrNi2MoA 钢的线胀系数 α

温度范围/℃	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	12.28	13.02	13.21	13.44	13.73	13.92

表 13.11-22 40CrNi2MoA 钢的弹性模量 *E*、切变模量 *G*

温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
E/GPa	209.7	208.7	203.8	198.0	188.2	175.4	160.7	139.2
G/GPa	75.7	74.3	72.0	69.1	65.5	61.0	54.9	45.9

（3）工艺性能（表 13.11-23～表 13.11-25 和图 13.11-4，图 13.11-5）

表 13.11-23 40CrNi2MoA 钢冶炼工艺对气体含量的影响 10^{-6}

冶炼工艺	H	O	N
空气电炉	1.4	25	100
真空炉	0.9	4	53

表 13.11-24 40CrNi2MoA 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 140~1 200	1 120~1 180	≥850	缓冷

表 13.11-25 40CrNi2MoA 钢的热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	淬火后回火	等温淬火	等温淬火后回火
加热温度/℃	670	860~920	650~680	820~860	按强度要求选择	820~860	200 或按强度要求选择
冷却方式	炉冷	空冷	空冷	油冷	空冷	240~320℃盐保温、空冷	空冷
HB	≤290	—	≤33HRC	—	—	—	—

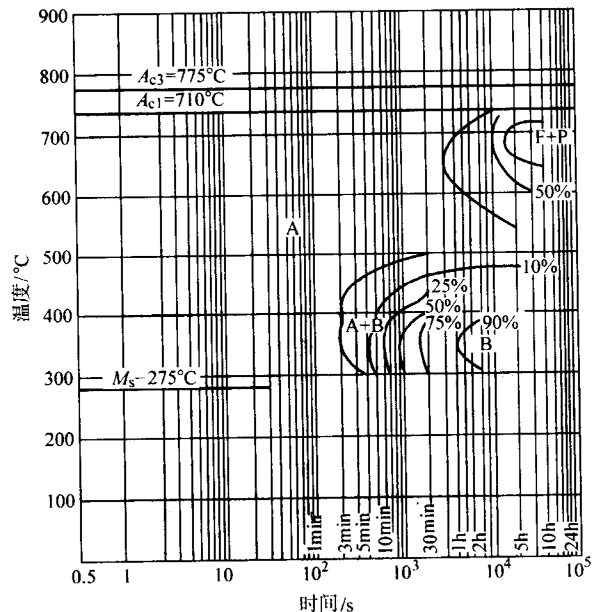


图 13.11-4 40CrNi2MoA 钢的奥氏体等温转变曲线

元素	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
质量分数/%	0.40	0.38	0.69	0.010	0.008	1.95	0.94	0.29

原始状态：退火，奥氏体化 845°C×15min，晶粒度

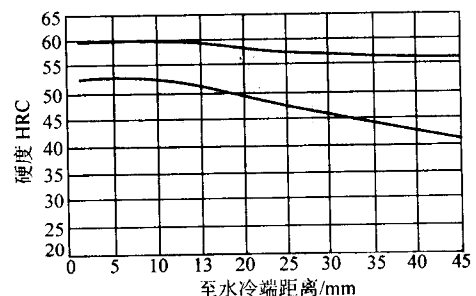


图 13.11-5 40CrNi2MoA 钢淬透性带

（4）力学性能（表 13.11-26 ~ 表 13.11-28 和图 13.11-6，图 13.11-7）

表 13.11-26　电炉 + VHD 熔炼 40CrNi2MoA 钢不同规格纵向试样的力学性能

试料规格 /mm	热处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KU}/J
400 方	840℃油冷 + 570℃空冷	1 130	1 025	18	57	93
ϕ280		1 145	1 035	16.5	57	86
ϕ120		1 150	1 065	17	62.6	69
ϕ65		1 200	1 150	16	57.7	79

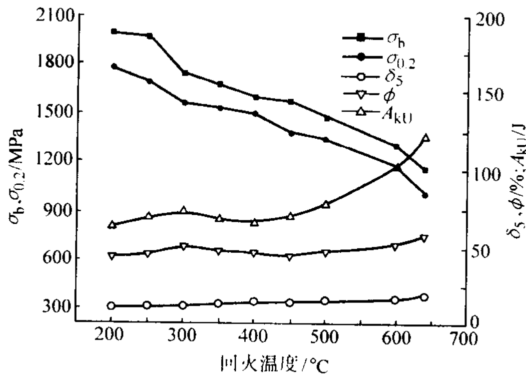


图 13.11-6　40CrNi2MoA 钢 845℃油淬后回火温度对力学性能的影响

表 13.11-27　等温热处理的等温温度对 40CrNi2MoA 钢缺口拉伸性能和断裂韧度的影响

等温温度/℃	180	200	220	240	260	300	320	340
σ_b/MPa	1 990	1 995	1 975	1 930	1 860	1 695	1 520	1 435
σ_{bH}/MPa	1 960	2 105	2 115	2 215	2 265	2 295	2 115	1 975
σ_{bH}/σ_b	0.99	1.06	1.07	1.15	1.22	1.35	1.39	1.38
K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	60.8	65.1	68.5	71.9	73.2	72.5	74.4	74.4

注：试样热处理制度为加热至 845℃，保温 20 min，分别在不同温度的盐浴中保温 2 h 后空冷。

表 13.11-28　40CrNi2MoA 钢的低温冲击韧性

热处理	在不同温度(℃)下的冲击吸收功 A_{KU}/J				
	-60	-40	-20	0	20
900℃正火 + 845℃油淬 + 200℃回火	52	55	55	58	60
845℃油淬 + 220℃回火	47	46	44	50	57

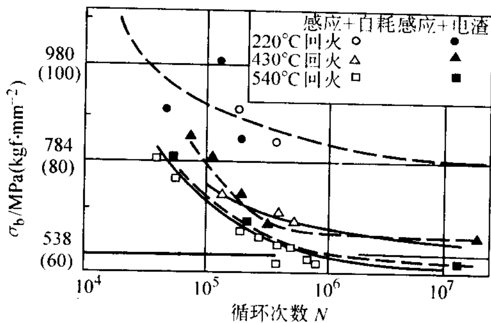


图 13.11-7　40CrNi2MoA 钢室温弯曲疲劳曲线

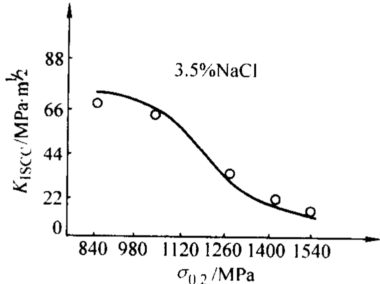


图 13.11-8　40CrNi2MoA 钢的强度与 K_{ISCC} 的关系

1.4.3　45CrNiMo1VA 钢

（1）化学成分（表 13.11-29）

表 13.11-29　真空感应加真空自耗重熔钢 45CrNiMo1VA 的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
0.49	0.26	0.78	0.012	0.018	1.04	0.50	0.96	0.09

（2）物理常数

45CrNiMo1VA 钢的熔点为 1 520℃；密度 ρ 为 7.82 g/cm^3；临界点见表 13.11-30；线胀系数见表 13.11-31；热导率、电阻率和比热容见表 13.11-32；弹性模量、切变模量和泊松比见表 13.11-33；磁学性能见表 13.11-34。

表 13.11-30　45CrNiMo1VA 钢的临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	B_s	B_f	M_s	M_f
735	810	472	305	290	125

表 13.11-31　45CrNiMo1VA 钢的线胀系数

温度范围/℃	22 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600
α/10^{-6}K^{-1}	10.95	12.39	13.13	13.58	13.93	14.19

表 13.11-32　45CrNiMo1VA 钢的热导率 λ、电阻率 ρ 和比热容 c

λ，ρ，c	热处理	温度/℃							
		200	300	400	500	600	700	800	900
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	740℃退火 4 h	42.4	40.7	38.9	36.8	34.5	31.8	28.6	25.0
	900℃盐 20 min 油淬 + 550℃回火 2 h	40.7	37.2	35.1	33.4	32.1	30.7	28.6	25.5
ρ/$\mu\Omega$·cm	740℃退火4 h	36.8	44.0	55.1	67.8	81.5	95.9	110.0	118.5
	900℃盐 20 min 油淬 + 550℃回火2 h	42.1	48.7	56.6	70.3	82.9	95.9	108.4	118.8
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	740℃退火 4 h	510.0	555.9	618.6	698.1	790.0	919.6	1 091.0	—

表 13.11-33　45CrNiMo1VA 钢的弹性模量 E、切变模量 G 和泊松比 μ

项　目	热 处 理	温度/℃							
		25	100	200	300	400	500	600	700
E/GPa	740℃退火 4 h	212.2	208.7	203.8	198.5	189.6	177.9	166.1	154.4
	900℃盐 20 min 油淬 + 550℃回火 2 h	208.3	205.8	201.4	194	184.2	172.5	160.7	149
G/GPa	740℃退火 4 h	81.9	78.4	77	75.8	74	66.7	62.9	59.1
	900℃盐 20 min 油淬 + 550℃回火 2 h	79.5	78.7	77	74.1	70	64.7	60.1	55.8
μ	740℃退火 4 h	0.30	0.33	0.32	0.31	0.30	0.32	0.32	0.30
	900℃盐 20 min 油淬 + 550℃回火 2 h	0.31	0.31	0.31	0.32	0.32	0.33	0.33	0.34

表 13.11-34　45CrNiMo1VA 钢的磁学性能（最大剩磁 B_r 和矫顽力 H_c）

热 处 理	B_r/T	H_c/A·cm^{-1}
740℃退火 4 h	1.27	13.55
900℃盐浴 20 min 油冷 + 550℃回火 2 h	1.21	19.07

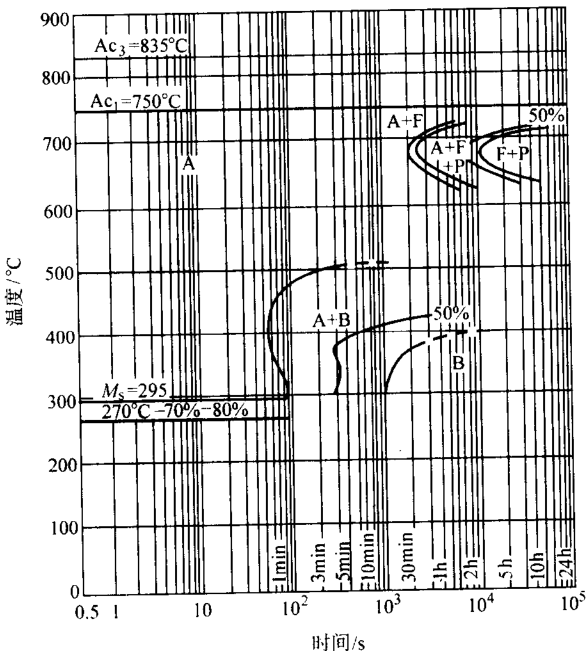
（3）工艺性能（表 13.11-35，表 13.11-36 和图 13.11-9）

表 13.11-35　45CrNiMo1VA 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷 却 方 式
1 120 ~ 1 200	1 100 ~ 1 180	≥850	炉冷或坑冷

表 13.11-36　45CrNiMo1VA 钢的热处理工艺参数

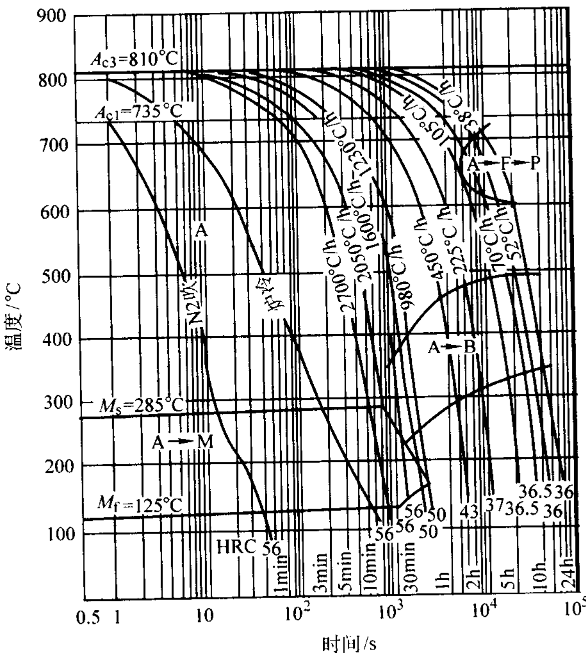
项目	退火	球化退火	正火	高温回火	淬火	回火	消除应力回火
加热温度/℃	680 ~ 740	730℃，5 h→690℃，10 h→650℃，8 h	890 ~ 920	600	880 ~ 900	300 ~ 560	300
冷却方式	炉冷	炉冷或空冷	空冷	空冷	油	空冷	空冷
HB	≤285	≤240	—	约 45 HRC	约 58 HRC	47 ~ 53 HRC	约 53HRC



(a) 45CrNiMo1VA 钢的奥氏体等温转变曲线

元素	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
质量分数/%	0.49	0.26	0.78	0.012	0.018	1.04	0.50	0.96	0.09

原始状态：退火，奥氏体化 880°C、20min，晶粒度：8－7



(b) 45CrNiMo1VA 钢的奥氏体连续冷却转变曲线

元素	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
质量分数/%	0.49	0.26	0.78	0.012	0.018	1.04	0.50	0.96	0.09

原始状态：退火，奥氏体化 880°C、20min，晶粒度：8－7

图 13.11-9　45CrNiMo1VA 钢的等温转变曲线和连续冷却转变曲线

（4）力学性能（图 13.11-10 ~ 图 13.11-12 和表 13.11-37 ~ 13.11-40）

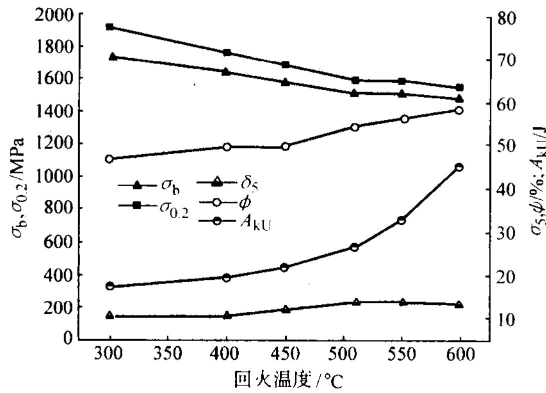


图 13.11-10　900℃正火、880℃淬油后回火温度对 45CrNiMo1VA 钢力学性能的影响

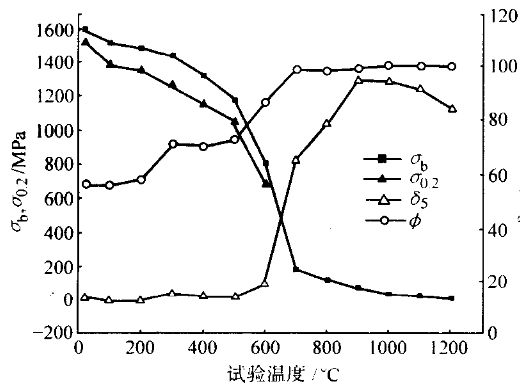


图 13.11-11　900℃正火、880℃淬油、550℃回火后 45CrNiMo1VA 钢的高温拉伸性能

表 13.11-37　45CrNiMo1VA 钢的热扭转性能

试验温度/℃	900	950	1 000	1 025	1 050	1 100	1 150	1 200
断裂时扭转数 n	66	62	62.9	65.5	93	87	94.5	103
扭矩 M_K/N·m	8.9	7.2	5.8	5.3	4.9	4.0	3.2	2.2
轴向力 P/N	268	269	311	284	256	252	323	218

表 13.11-38　45CrNiMo1VA 钢低温冲击吸收功 A_k　　J

热处理		温度/℃	−60	−40	−20	0	20
900℃盐浴 20 min 空冷 + 880℃盐浴 20 min 油冷	+510℃ × 2 h 空冷	U 形缺口	43.1	43.1	45.5	41.6	60.4
		V 形缺口	22	19.6	25.9	29	27
	+550℃ × 2 h 空冷	U 形缺口	48.6	47.8	47.8	61.2	67.4
		V 形缺口	22.7	24.3	26.7	29	32.9

表 13.11-39　45CrNiMo1VA 钢冷加工变形后的性能

	变形量/%	0	10	30	40	50	60	70	80
	试样厚度/mm	6.0	5.4	4.2	3.6	3.0	2.4	1.8	1.2
680℃退火 8 h	硬度 HB	272	272	292	306	—	321	345	354
	σ_b/MPa	930	1 005	1 110	1 145	—	1 310	1 465	1 465
	δ/%	23.6	16.0	—	—	—	—	—	5.8
球化退火	硬度 HB	211	229	246	260	266	—	317	329
	σ_b/MPa	705	770	910	1 020	1 025	—	1 195	1 245
	δ/%	—	—	—	—	12.4	7.6	—	6.2

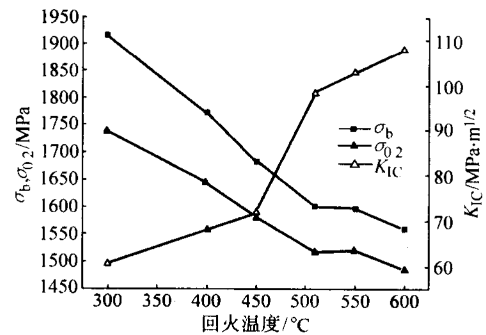


图 13.11-12　45CrNiMo1VA 钢 900℃空冷 + 880℃淬油后，不同回火温度的 K_{IC} 与强度的关系

表 13.11-40　45CrNiMo1VA 钢的应力腐蚀

热处理制度		K_{ISCC}/MPa·m$^{1/2}$	da/dt/mm·min^{-1}
900℃空冷 + 880℃油冷	+510℃空冷	19.1	6.7×10^{-3}
	+550℃空冷	23.3	2.1×10^{-3}
900℃油冷 + 510℃空冷		19.1	3.3×10^{-2}
900℃冷至 530℃炉内保温后油冷 + 550℃空冷		23	3.0×10^{-3}

1.4.4　30Si2MnCrMoVA 钢

（1）化学成分（表 13.11-41）

表 13.11-41　真空感应加真空自耗 30Si2MnCrMoVA 钢的化学成分（质量分数）　　%

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
0.32	1.62	0.88	0.005	0.013	1.15	0.25	0.53	0.13

（2）物理常数（表 13.11-42 ~ 表 13.11-45）

表 13.11-42　30Si2MnCrMoVA 钢的临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	M_f
775	880	760	690	345	175

表 13.11-43　30Si2MnCrMoVA 钢的线胀系数

温度范围/℃	12 ~ 100	12 ~ 200	12 ~ 300	12 ~ 400	12 ~ 500	12 ~ 600
α_l/10^{-6}K^{-1}	10.05	11.4	12.2	12.7	12.8	13.2

表 13.11-44　30Si2MnCrMoVA 钢的热导率 λ

温度/℃	150	283	445
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	31.2	28.4	29.2

表 13.11-45　30Si2MnCrMoVA 钢的弹性模量 E、切变模量 G 和泊松比 μ（室温）

热处理	E/MPa	G/MPa	μ
930℃油淬 + 300℃回火	200.6	780.3	0.285

（3）工艺性能（表 13.11-46 ~ 表 13.11-48 和图 13.11-13、图 13.11-14）

表 13.11-46　冶炼工艺对 30Si2MnCrMoVA 钢中气体的影响　10^{-6}

冶炼工艺	H	O	N
真空 + 电渣	0.54	15	100
双真空	0.26 ~ 0.29	10 ~ 12	50 ~ 51

表 13.11-47　30Si2MnCrMoVA 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 150 ~ 1 200	1 120 ~ 1 180	≥1 050	缓冷

表 13.11-48　30Si2MnCrMoVA 钢的热处理工艺参数

项 目	退 火	球化退火	正 火	高温回火	淬 火	淬火后回火	等温淬火	回火
加热温度/℃	680 ~ 750	800℃ × 0.5 h →700℃ × 3 h →800℃ × 0.5 h →700℃ × 3 h	920 ~ 950	720	920 ~ 940	280 ~ 340	930	280
冷却方式	炉 冷	缓冷	空 冷	空 冷	油	空 冷	300 ~ 350 盐浴后空冷	空冷
HB	≤285	≤240	—	—	—	—	—	44 - HRC

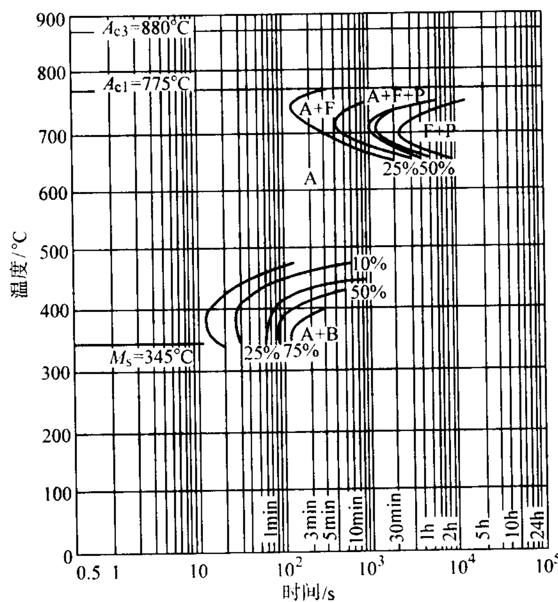


图 13.11-13　30Si2MnCrMoVA 钢的奥氏体等温转变曲线

元素	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
质量分数/%	0.32	1.62	0.88	0.005	0.013	1.15	0.25	0.53	0.13

原始状态：退火、奥氏体化 930°C×20min、晶粒度:8

(4) 力学性能（图 13.11-15 和表 13.11-49 ~ 表 13.11-51）

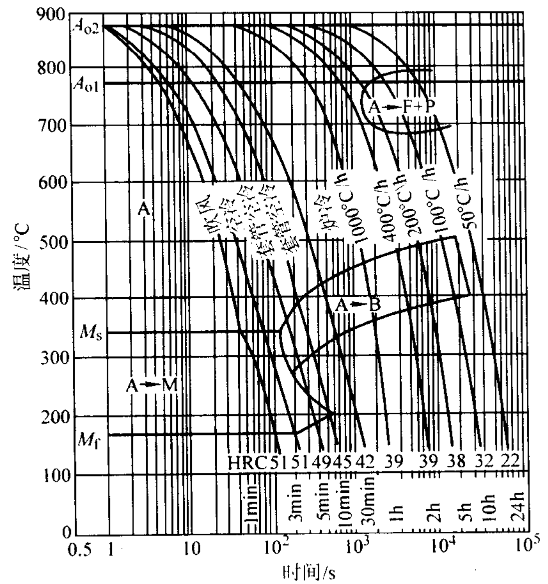


图 13.11-14　30Si2MnCrMoVA 钢的奥氏体连续冷却转变曲线

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
质量分数/%	0.32	1.62	0.88	0.013	0.005	1.15	0.25	0.53	0.13

原始状态：退火、奥氏体化920°C×20min、晶粒度 8

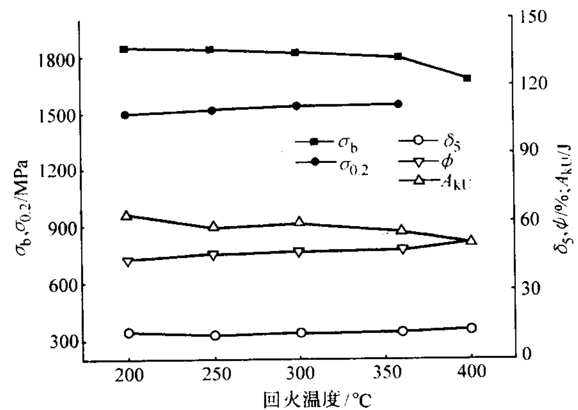


图 13.11-15　30Si2MnCrMoVA 钢 930℃油淬后不同回火温度对力学性能的影响

表 13.11-49　30Si2MnCrMoVA 钢的高温拉伸性能

热 处 理	试验温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%
930℃淬油 + 300℃回火	室温	1 780	1 525	11.6	56.6
	100	1 775	1 480	11.1	54.1
	150	1 815	1 470	10.5	51.9
	200	1 860	1 525	14.3	55.0
	250	1 780	1 470	17.6	58.9
	300	1 695	1 490	16.8	53.9

表 13.11-50　30Si2MnCrMoVA 钢的低温冲击吸收功

热处理	温度/℃	- 80	- 60	- 40	- 20	0	20
930℃淬油 + 300℃回火	A_{KV}/J	17.3 ~ 20.8	17.7 ~ 27.4	23.5 ~ 25.8	21.6 ~ 26.2	23.5 ~ 28.6	25.1 ~ 38.4

表 13.11-51 30Si2MnCrMoVA 钢的断裂韧性与应力腐蚀吸收功

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	介质	K_{ISCC} /MPa·m$^{1/2}$	da/dt /mm.min^{-1}
930℃淬油+300℃回火	1 815	1 540	84.0	蒸馏水	23.1	4.6×10^{-3}
930℃淬油+330℃回火	1 745	1 480	94.2		33.5	5.3×10^{-3}

1.4.5 40CrNi2Si2MoVA 钢

（1）化学成分（表 13.11-52）

表 13.11-52 真空感应加真空自耗 40CrNi2Si2MoVA 钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
0.38	1.67	0.80	0.003	0.009	0.88	1.91	0.43	0.08

（2）物理常数

40CrNi2SiMoVA 钢的熔点为 1 504℃；密度 ρ 为 7.77 g/cm^3；临界点见表 13.11-53；线胀系数见表 13.11-54；弹性模量、切变模量和热导率见表 13.11-55；比热容见表 13.11-56；磁学性能见图 13.11-16、图 13.11-17。

表 13.11-53 40CrNi2Si2MoVA 钢的临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	B_s	B_f	M_s	M_f
745	830	700	680	425	325	300	110

表 13.11-54 40CrNi2Si2MoVA 钢的线胀系数

温度范围/℃	28~100	28~200	28~300	28~400	28~500	28~600
α_l/10^{-6}K^{-1}	11.9	11.8	12.6	12.9	13.4	13.4

表 13.11-55 40CrNi2Si2MoVA 钢的弹性模量 E、切变模量 G 和热导率 λ（室温）

热处理	E/GPa	G/GPa	λ/W·m^{-1}·K^{-1} 135℃	300℃	450℃
720℃退火	208.7	80.9	29.2	29.0	30.9
925℃空冷+870℃油淬+300℃回火两次	202.9	78.8	28.1	28.5	27.9

表 13.11-56 40CrNi2SiMoVA 钢的比热容 c

温度/℃	18	90	190	295	400	455	515
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	480.7	489.1	518.3	551.8	585.2	601.9	614.5

（3）工艺性能（表 13.11-57~表 13.11-59 和图 13.11-18、图 13.11-19）

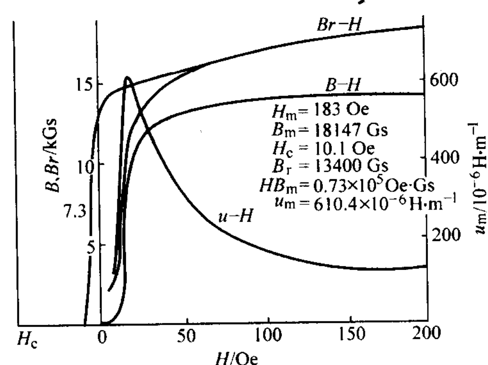


图 13.11-16 930℃正火、700 回火、29HRC40CrNi2Si2MoVA 钢试样的磁化曲线

1Oe = 79.578A/m，1Gs = 10^{-4}T

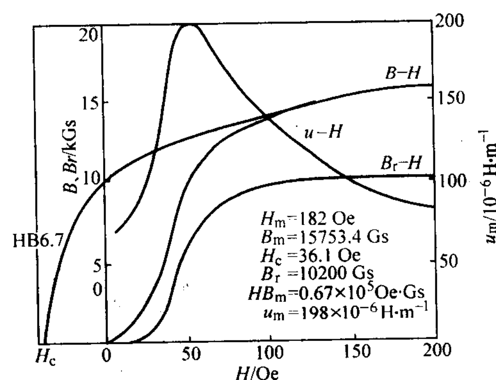


图 13.11-17 870℃淬火、300 回火、53HRC 40CrNi2Si2－MoVA 钢试样的磁化曲线

1Oe = 79.578A/m，1Gs = 10^{-4}T

表 13.11-57 熔炼方法对 40CrNi2Si2MoVA 钢力学性能的影响

熔炼方法	取样方向	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	ψ/%	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
空气炉	纵向	2 095	1 805	44.8	49.9
	横向	2 030	1 755	23.6	58.6
真空炉	纵向	2 080	1 785	47.8	55.5
	横向	2 010	1 755	33.6	63.9

表 13.11-58 40CrNi2Si2MoVA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 180~1 200	1 100~1 180	≥900	缓冷

表 13.11-59 40CrNi2Si2MoVA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	700~760	915~950	650~700	860~885	260~315
冷却方式	炉冷	空冷	空冷或油冷	油或180~275℃盐浴后空冷	油或空冷
HB	≤241	—	24~37 HRC	—	53~54 HRC

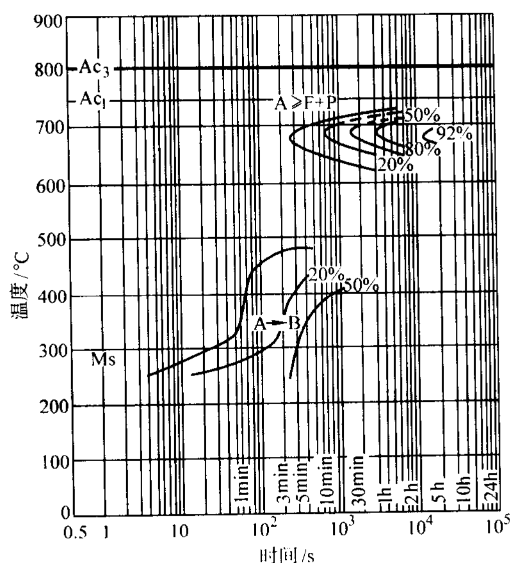


图 13.11-18 40CrNi2Si2MoVA 钢的奥氏体等温转变曲线

元素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
质量分数/%	0.39	1.61	0.69	0.91	1.82	0.42	0.07	0.0012	0.0089

原始状态：正火+高温回火，奥氏体化 890°C×20min，晶粒度 6～7

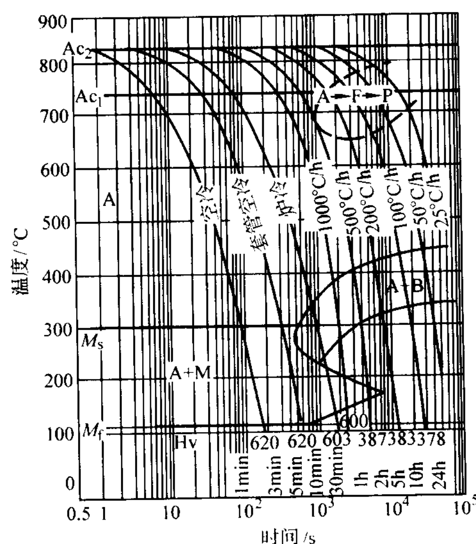


图 13.11-19 40CrNi2Si2MoVA 钢的奥氏体连续冷却转变曲线

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Mo	V
质量分数/%	0.40	1.60	0.75	0.01	0.004	0.87	1.80	0.50	0.07

原始状态：高温回火，奥氏体化 920°C×15min，晶粒度 8 级

(4) 力学性能（表 13.11-60 ~ 13.11-66 和图 13.11-20、图 13.11-21）

表 13.11-60 40CrNi2Si2MoVA 钢 ϕ300 mm 棒材纵、横向力学性能

取样部位	取样方向	热处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_5/%	ψ/%	A_{Ku}/J
心部	纵向	870℃ 油淬 + 300℃ 回火两次	1 960	1 625	10.4	41.6	53.2
R/2	纵向	870℃ 油淬 + 300℃ 回火两次	1 975	1 640	10.6	41.7	—
心部	横向	870℃ 油淬 + 300℃ 回火两次	1 925	1 630	8.6	34.8	30

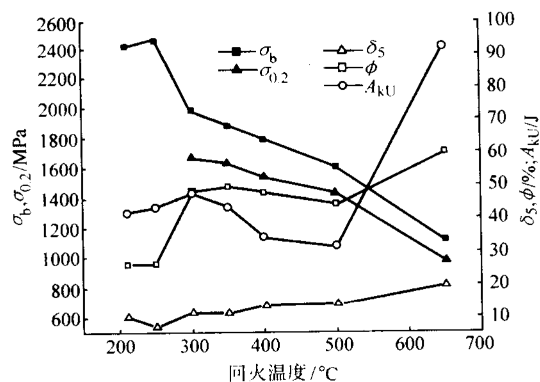


图 13.11-20 950℃正火 + 870℃油淬后回火温度对力学性能的影响

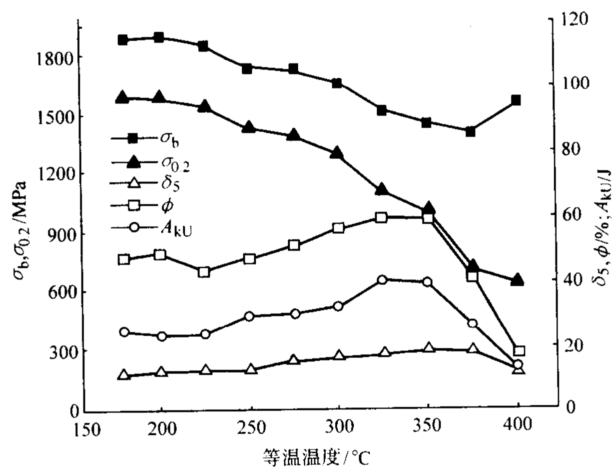


图 13.11-21 925℃ × 15 min 后等温温度对力学性能的影响（，300℃，2 h 回火）

表 13.11-61 40CrNi2Si2MoVA 钢高温拉伸性能

热处理	试验温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{Ku}/J
925℃正火 + 870℃油淬 + 300℃回火	20	1 915	1 635	11.2	59.4	46.4
	100	1 915	1 630	11.5	53.8	55.6
	200	1 965	1 570	16.6	58.9	61.2
	300	1 755	1 385	17.0	69.0	53.4

表 13.11-62 40CrNi2Si2MoVA 钢的缺口拉伸性能

热处理	σ_b /MPa	$K_t = 5.2$		$K_t = 3.8$		$K_t = 3.2$	
		σ_{bH} /MPa	σ_{bH}/σ_b	σ_{bH} /MPa	σ_{bH}/σ_b	σ_{bH} /MPa	σ_{bH}/σ_b
925℃正火 + 870℃油淬 + 300℃回火	2 020	2 390	1.19	2 400	1.19	2 420	1.20
	1 925	2 275	1.18	2 480	1.29	2 505	1.30

表 13.11-63 40CrNi2Si2MoVA 钢不同温度下的冲击吸收功和断裂韧度

热处理	温度	-80	-60	-40	-20	0	20	100	150	200	250	300
925℃正火+870℃油淬+300℃回火两次	A_{KU}/J	40.4	43	43	45	—	47.6	58	59.6	65.5	56.8	54.5
	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	—	59	68	77	84	85	—	—	—	—	—

表 13.11-64 40CrNi2Si2MoVA 钢旋转弯曲疲劳强度数据

热 处 理	σ_{-1}/MPa	
	光滑试样	缺口试样
925℃正火+870℃油淬+300℃回火	883 ~ 930	530 ~ 618

表 13.11-65 40CrNi2Si2MoVA 钢周期疲劳寿命 N

$K=\sigma_{max}/\sigma_{bN}$	σ_{max}	σ_{min}	频率	总循环次数 N（平均）
	MPa		/次·min^{-1}	
1.0	2 450			
0.7	1 715	171	15	500
0.6	1 470	147	15	1 290
0.5	1 225	122	15	3 334
0.4	980	98	15	12 139

表 13.11-66 40CrNi2Si2MoVA 钢应力腐蚀性能

热 处 理	σ_b/MPa	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	K_{ISCC}/MPa·m$^{1/2}$		da/dt/mm·min^{-1}
			蒸溜水	3.5%NaCl	
925℃正火+870℃油淬+300℃回火两次	1 915	84.9	20.8	—	0.014
	1 970	78.4	18.8	—	0.018
	2 020	69.8	17.1	17.4	0.024

2 二次硬化钢

二次硬化钢是一类淬火、回火超高强度钢，具有优异的强韧性配合和低的屈强比。它是在钢中加入了足够数量的碳化物形成元素，例如铬、钨、钼、钒等，使钢在 500 ~ 600℃回火时，在马氏体板条的位错线上析出稳定的 M_2C 类合金碳化物，这些碳化物细小、弥散，使钢的强度大大提高，不同于通常的回火软化效应，因此称为“二次硬化”。除了添加强的碳化物形成元素以外，二次硬化钢都有高的钴、镍含量，因为它们对基体的韧性或回火行为都有显著的影响。

二次硬化钢有着广泛的商业应用，尤其是在工具钢方面，因为细小的合金碳化物 M_2C 具有高的热稳定性，这使钢在高温仍具有高的硬度，即所谓“红硬性”。二次硬化钢另一个重要的应用领域是作为高强结构件，因为合金碳化物极其细小、弥散的分布使钢在获得高强度的同时，具有高的韧性。

高 Co-Ni 二次硬化马氏体钢是在淬火回火二次硬化钢的基础上，通过加入 Ni、Co 等合金元素发展起来的。它综合了低合金超高强度钢和马氏体时效钢的优点，即利用了良好韧性的 Fe-Ni-Co 马氏体基体和碳化物的强化。碳化物比金属间化合物具有更高的弹性模量，抵抗位错切过的能力更强，使钢获得了良好的强韧性配合。这类钢的最初代表为 HP9-4-20，为提高韧性并进一步改善焊接性能，发展了 HY180 钢，Little 等的工作使这类钢的性能得到了一次飞跃，通过调整碳和钴的含量，强度和韧性同时得到提高，研制出了 AF1410 钢。为进一步提高强度最近又开发了 AerMet100、0.2C-AF1410 和 AerMet310 钢。典型钢的成分见表 13.11-67。

表 13.11-67 典型高 Co-Ni 二次硬化马氏体钢的主要成分（质量分数） %

合金元素	C	Ni	Co	Cr	Mo	其他
HP9-4-20	0.2	9	4.0	1	1	V0.1Mn0.2
HY180	0.12	10	8.0	2	1	
AF1410	0.16	10	14	2	1	
AerMet100	0.23	11.5	13.5	3.1	1.2	
0.2C-AF1410	0.2	10	14	2	1	

2.1 合金元素的作用

Ni 的加入提高了钢的淬透性，降低钢的韧脆转变温度和解理断裂的倾向，Ni 质量分数应控制在 10%左右。

Co 的加入使 Fe 产生短程有序，降低 Fe 的自扩散系数，在回火时推迟马氏体位错亚结构的回复，从而保证在位错处形成细小、弥散的合金碳化物。Co 还是一种强的固溶强化元素，随着钴含量的增加强度直线上升，并且对屈服强度提高的幅度大于断裂强度。Co 的加入降低钢的淬透性，提高 M_s 点，但不降低孪晶马氏体出现的倾向。

Cr、Mo 的加入一方面提高钢的淬透性，另一方面作为中等碳化物形成元素，它们与 C 形成 M_2C 碳化物产生二次硬化。M_2C 碳化物在这类钢中为亚稳相，为了保证 M_2C 碳化物的析出并保持细小的尺寸，必须提高 M_2C 碳化物析出的化学驱动力以及抵抗 Ostwald 粗化的能力。铬含量的增加能加快时效动力学，使二次硬化峰向低温短时移动，而钼含量的增加从动力学上推迟 M_2C 碳化物的析出，并且容易造成 Mo 的偏聚。只有当 Cr/Mo 比恰当时，才能既保证 M_2C 碳化物正常析出，同时又不致于粗化。

C 是一种有效的强化元素，在这类钢中通过形成细小的合金碳化物产生强化。由于碳质量分数的提高（>0.25%）增加孪晶马氏体的数量和降低焊接性能，碳质量分数应控制在 0.25%以下。

Little 在对大量钢种分析的基础上，给出了材料屈服强度、断裂强度以及冲击韧性与成分的关系。

对于 480℃时效

$$\sigma_{0.2} = -23.31 + 484.53(\%C) + 9.73(\%Cr) + 157.22(\%Mo) + 5.43(\%Co) - 86.09(\%C\times\%Cr) - 51.82(\%Mo)^2\,\text{ksi}\ (1\text{ksi} = 6.894\,76\ \text{MPa}) \quad (13.11\text{-}1)$$

$$\sigma_b = -15.67 + 599.50(\%C) + 10.0(\%Cr) + 184.84(\%Mo) + 4.33(\%Co) - 109.80(\%C\times\%Cr) - 62.60(\%Mo)^2\,\text{ksi} \quad (13.11\text{-}2)$$

$$\text{CVN}(0°\text{F}) = 122.29 - 349.10(\%C) + 2.46(\%Cr) - 26.58(\%Mo) - 1.32(\%Co) + 83.84(\%C)^2 + 63.91(\%C\times\%Mo)\ \text{ft·lb} \quad (13.11\text{-}3)$$

对于 510℃时效

$$\sigma_{0.2} = 128.15 + 531.21(\%C) - 8.22(\%Cr) - 17.92(\%Mo) + 3.81(\%Co) - 100.85(\%C\times\%Cr) - 1.17(\%Mo)^2 + 13.17(\%Cr\times\%Mo)\ \text{ksi} \quad (13.11\text{-}4)$$

$$\sigma_b = 143.95 + 611.93(\%C) - 12.93(\%Cr) - 10.79(\%Mo)$$

$$+3.50\ (\%Co) - 116.15\ (\%C \times \%Cr) - 5.84\ (\%Mo)^2 + 14.30\ (\%Cr \times \%Mo)^2 + ksi \quad (13.11\text{-}5)$$

$$CVN\ (0°F) = 2105.2 - 391.00\ (\%C) + 78.83\ (\%Cr) - 62.57\ (\%Mo) - 445.37\ (\%Co) - 561.13\ (\%C)^2 - 13.54\ (\%Cr)^2 + 31.60\ (\%Co)^2 + 204.06\ (\%C \times \%Mo) - 0.73\ (\%Co)^3 ft \cdot 1b \quad (13.11\text{-}6)$$

2.2 高 Co-Ni 二次硬化马氏体钢显微组织的特点

2.2.1 时效温度和时效时间对析出相的影响

在淬火态和冷处理态，高 Co-Ni 二次硬化马氏体钢主要由马氏体组成，随着碳含量的增加，由 HY180、AF1410 的板条马氏体转变为 AerMet100 的 30%的孪晶马氏体和 70%的板条马氏体。淬火后未经冷处理的钢中含有一定量的残余奥氏体，以羽毛状、块状、长条状的形态分布于马氏体板条内和板条间。在 AF1410 钢中观察到了自回火现象，而在 AerMet100 钢中未观察到，这可能是由于碳含量的提高，使 M_s 点降低造成的。在淬火态的试样中，还存在几类不同的粒子，可能为未溶解析出物，Ayer 在 AerMet100 钢中观察到了 MC 和 $M_{23}C_6$，Garrison 在 HP9-4-20 钢中发现 MC 和 M_2C 两类碳化物的存在。

Ayer 还研究了时效温度对 AerMet100 钢显微组织的影响。在 427℃保温 5 h 时效，在马氏体的 {110} 面上析出较粗大的 Widmanstatten 渗碳体，在马氏体片间及孪晶界析出较长的渗碳体，马氏体基体未出现任何回复的迹象。当时效温度升至 454℃时，在 427℃时马氏体片内析出的渗碳体溶解，渗碳体以单个的形式出现在原奥氏体晶界，数量较少，很多晶界未现出任何粒子。在马氏体基体中，非常细小的针状析出物沿 <100> 方向析出，并具有由共格引起的应变衬度存在，但目前还未能鉴定出这种析出相。试样在 482℃时效时，晶界渗碳体已全部消失，前述的针状粒子已长大，很多粒子周围仍存在应变衬度，说明部分析出相与基体仍存在共格关系。采用复型萃取的方法发现部分粒子为 M_2C 型碳化物，但大部分粒子无法得到清晰的衍射斑点，在薄膜试样中同样未得到任何析出相的斑点。在欠焦的明场相中，还可以观察到逆转变奥氏体。当时效温度升高至 510℃时，除析出相继续粗化外，粒子与基体之间的共格关系已失去，逆转变奥氏体的数量有所增加。从复型样品和薄膜样品均能清楚地鉴定出密排六方的 M_2C 型碳化物的存在，Dyson 在同类钢种中测得 M_2C 碳化物与基体的取向关系为

$$(0001)_{\alpha}' // (011)_{M_2C}$$

$$[2\bar{1}\bar{1}0]_{\alpha}' // [100]_{M_2C}$$

Lee 认为当 M_2C 碳化物的有效直径为 22～60D 时，硬度达到峰值。

时效时间对时效进程的影响同样受到了极大的重视，Olson 等用 AP/FIM（原子探针/场离子显微镜）、TEM、SANS（小角度中子散射）研究了 AF1410 钢在 151 min～100 h 之间时效 M_2C 碳化物的大小、形状、数量、密度、体积分数、点降参数和成分的变化。研究表明，M_2C 碳化物最初的成分远离平衡成分，C、Cr、Mo 均低于平衡成分，而 Fe 高于平衡成分。随着时效时间的延长，Cr、Mo 含量升高，而 Fe 含量降低，逐渐接近平衡成分。在 AF1410 钢中，当时效时间在 10 h 以内时，M_2C 碳化物与基体共格，100 h 才完全失去共格关系，而在 AerMet100 钢中，当时效时间达到 5 h 时，已失去共格关系。

2.2.2 热处理工艺及其目的

高 Co－Ni 二次硬化马氏体钢通常的热处理工艺为，正火＋软化处理＋固溶处理＋冷处理＋时效处理。正火、软化处理主要作为预备热处理，正火用来消除锻造中产生的一些缺陷，溶解大块的析出物，一般选择 900℃保温 1 h；软化处理则为机加工作准备，这类钢的淬火硬度一般大于 48HRC，通常进行 650～680℃保温 6 h 的软化处理，软化处理后硬度在 40HRC 以下。固溶处理的作用在于消除加工应力，进一步细化晶粒，同时，获得马氏体基体。第三步是回火，产生合金碳化物的弥散析出，提高钢的强度，加热温度一般选择在二次硬化峰附近，即 500℃左右。

2.3 冶炼及工艺性能

2.3.1 生产工艺

（1）冶炼

钢以真空感应炉冶炼经真空自耗炉重熔。

（2）热加工

与马氏体时效钢一样，此钢容易出现由 C、Ni、Mo 等元素的枝晶间偏析所造成的带状组织。因此为了减轻或消除此种带状组织，钢锭锻造前应进行在 1 200～1 220℃保温 15 h 以上的高温均质化处理。

钢的热加工性能十分良好。钢锭热加工开始温度为 1 150～1 200℃，终止加工温度为 800～900℃；钢坯热加工开始温度为 1 100～1 130℃，终止加工温度大于 850℃。热加工后采用缓冷或空冷。对于重要用途的锻件，最后一火锻造时的加热温度不要超过 1 000℃，这是细化钢的晶粒，获得良好综合性能的重要环节。

为了提高钢的韧塑性，应尽可能加大锻造比，一般锻造比应大于 7，最好在 10～15 之间。

2.3.2 工艺性能

（1）焊接性能

该类钢可采用氩弧焊或电子束焊进行焊接。

（2）机加工性能

二次硬化马氏体钢一般在软化状态下进行机加工，与低合金超高强度钢相比，其加工硬度较高，并且更加黏刀。

2.3.3 应用

二次硬化钢一般应用在飞机的起落架，高应力的轴类和齿轮，高级防弹和穿透部件。

2.4 常用二次硬化钢的化学成分及性能

2.4.1 9Ni-5Co 钢

（1）化学成分（表 13.11-68）

表 13.11-68 9Ni-5Co 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	S	P	Ni	Co	Mo	Cr	V
0.16～0.23	≤0.25	0.20～0.40	≤0.015	≤0.015	8.5～9.5	5.25～5.75	1.9～2.1	1.8～2.2	0.06～0.12

（2）力学性能（表 13.11-69）

表 13.11-69 9Ni-5Co 钢的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_{KU} /J	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
≥1 420	≥1 275	≥10	≥45	≥48	110

（3）物理性能

9Ni-5Co 钢的弹性模量 E 为 195 GPa；临界点见表 13.11-70。

表 13.11-70 9Ni-5Co 钢的临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
625	790	270	60

(4) 生产工艺与工艺性能

1) 冶炼 本钢采用真空感应炉+电渣或真空自耗重熔冶炼

2) 热加工 本钢热加工工艺性能良好，热加工加热温度为1 120~1 170℃，终止加工温度高于900℃，热加工后进行空冷。

3) 热处理 本钢的热处理制度为：900℃×1 h正火，820℃×1 h油淬，500~530℃×5 h回火。软化制度为600~650℃，保温5~40 h，空冷。

4) 焊接性能 本钢具有优良的可焊性和自回火能力，可在全热处理状态下进行焊接，焊接裂纹倾向性小，可采用手工电弧焊和氩弧焊进行焊接。焊前不需预热，焊后不需热处理，焊接接头强度系数>95%。采用与母材相同类型成分的焊丝和焊芯。这是其他类型超高强度钢所没有的独特性能。

2.4.2 G99钢

(1) 化学成分（表13.11-71）

表13.11-71 G99钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co
0.21~0.25	≤0.10	≤0.10	≤0.003	≤0.003	9.00~10.00	9.00~10.00
Mo	**Cr**	**Nb**	**Ti**	**Al**	**RE**	**O**
0.90~1.10	1.80~2.20	0.02~0.04	0.005~0.02	0.005~0.015	≤0.005	≤20

(2) 物理性能

G99钢弹性模量 E 为194.3 GPa；临界点见表13.11-72。

表13.11-72 G99钢临界点 ℃

A_s	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
560	740	810	270	110

(3) 力学性能

热处理制度为：900℃×1 h空冷+(880±14)℃×1 h油冷+(−73)℃×1 h+480℃×5 h空冷。其室温性能见表13.11-73，其低温冲击韧性见表13.11-74。

表13.11-73 G99钢室温性能

性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.2}/\sigma_b$	δ_5 /%	ψ /%	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
指标	≥1 715	≥1 520	≤0.92	≥10	≥45	≥124
实测	1 830	1 630	0.89	14	66	138

表13.11-74 G99钢低温冲击韧性

温度/℃	20	0	−20	−40	−60	−80	−192
冲击韧度 /J·cm^{-2}	92	95	90	98	79	75	42
韧性断口比率/%	90	90	90	90	>70	>60	60

G99塑-脆性转变温度在−192℃，要比Aermet 100钢提供的韧-脆转变温度（−17.8℃）更低。这说明G99钢具有很好的低温使用性能。

(4) 生产工艺与工艺性能

1) 冶炼 本钢采用真空感应炉+真空自耗炉冶炼。

2) 热加工 本钢进行均质化处理，在1 200~1 220℃保温15 h以上。

钢的热加工性能良好。钢锭热加工开始温度为1 150~2 000℃，终止加工温度为800~900℃。钢坯热加工开始温度为1 100~1 130℃，终止加工温度大于850℃，热加工后采用缓冷或进行空冷。对于重要用途的锻件，最后一火锻造时的加热温度不要超过1 000℃，这是细化钢的晶粒，获得良好综合性能的重要环节。为了提高钢的韧塑性，应尽可能加大锻造比，一般锻造比应大于7，最好在10~15之间。

3) 热处理 正火处理：加热到(900±14)℃，保温(60±5) min，空冷到室温。对于大件，保温时间按1 h/25 mm进行计算。

软化处理：加热到(625±25)℃，保温不少于6 h，空冷，处理后的硬度<40HRC。如果要获得更低的硬度(<35HRC)可采用双软化处理工艺，即加热到(700±25)℃，保温不少于2 h，空冷，再加热到(625±25)℃，保温不少于4 h，空冷。

固溶处理：加热到(880±14)℃，保温(60±5) min，油淬或在流动空气中进行冷却。对于大件，保温时间按1 h/25 mm进行计算。

冷处理：冷到(−73±8)℃，保温(60±5) min，在空气中回升到室温。冷处理应紧接固溶处理进行。

时效处理：加热到(480±5)℃，保温6~9 h，空冷。也可加热到(490±5)℃，保温5~6 h，空冷。

4) 焊接性能 本钢采用手工氩弧焊方法，母材作焊丝，焊前采取“喷砂+砂轮打磨”处理可获得优良的焊缝，接头强度系数可达0.96，抗热裂性良好。

2.4.3 AerMet 100钢

(1) 化学成分（表13.11-75）

表13.11-75 AerMet钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co
0.21~0.25	≤0.10	≤0.10	≤0.008	≤0.005	11.0~12.0	13.0~14.0
Mo	**Cr**	**P+S**	**Ti**	**Al**	**N**	**O**
1.10~1.30	2.90~3.30	≤0.010	≤0.015	≤0.015	20	20

注：O、N为×10^{-6}。

(2) 物理性能

AerMet 100钢密度为7 889 kg/m^3；弹性模量 E 为194 GPa；线胀系数见表13.11-76和表13.11-77；临界点 A_{c1} 为573.9℃，A_{c3} 为829.4℃。

表13.11-76 AerMet 100钢退火态线胀系数

温度	25~93	25~149	25~204	25~260	25~316	25~371	25~427	25~482	25~538
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	9.88	10.3	10.5	10.7	10.8	11.0	11.2	11.3	11.3

表13.11-77 AerMet 100钢热处理态线胀系数

温度	25~93	25~149	25~204	25~260	25~316	25~371	25~427	25~482	25~538
线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}	9.99	10.4	10.6	10.8	10.9	11.1	11.3	11.4	11.6

(3) 力学性能（表 13.11-78 和表 13.11-79）

表 13.11-78 Aer Met 100 钢的纵向性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	δ_5 /%	ψ /%
≥2 000	≥1 690	88	≥10	≥50

表 13.11-79 Aer Met 100 钢的横向性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	δ_5 /%	ψ /%
≥2 000	≥1 690	88	≥8	≥35

(4) 工艺性能

为防止脱碳，热处理应在中性气氛炉、盐浴炉或真空炉中进行。

均质化：900℃保温 1 h，空冷。

退火处理：677℃保温 16 h。

软化处理：均质化 + 退火处理。

固溶处理：(885 ± 14)℃，保温 1 h。

淬火：AerMet100 不推荐采用水冷。大断面板材或棒材采用油冷，小断面板材或棒材采用空冷，保证在 1 ~ 2 h 内，从固溶温度冷至 66℃。

冷处理：－73℃保温 1 h，然后恢复至室温。

时效：(482 ± 6)℃，保温 5 h。零件的时效温度不得低于 468℃。

2.4.4 AF1410 钢

AF1410 是一种二次硬化马氏体钢，含质量分数为 14% Co、10%Ni、2%Cr、1%Mo、0.15%C。从奥氏体化温度淬火后，形成高位错密度的板条马氏体，有少量孪晶及残余奥氏体。在 480 ~ 540℃温度时效后，析出细小的合金碳化物，使钢具有了高的强度和韧性，是二次硬化钢中韧性最好的钢种。

(1) 化学成分（表 13.11-80）

表 13.11-80 AF1410 钢化学成分（质数分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co
0.15 ~ 0.19	≤0.10	≤0.10	≤0.008	≤0.005	9.50 ~ 10.50	13.5 ~ 14.5
Mo	Cr	P + S	Ti	Al	N	O
0.90 ~ 1.10	1.80 ~ 2.20	≤ 0.010	≤ 0.015	≤ 0.015	15	20

注：O、N 为 × 10^{-6}。

(2) 力学性能（表 13.11-81 和表 13.11-82）

表 13.11-81 AF1410 钢纵向性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	δ_5 /%	ψ /%
≥1 620	≥1 480	≥143	≥12	≥60

表 13.11-82 AF1410 钢横向性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	δ_5 /%	ψ /%
≥1 620	≥1 480	≥143	≥12	≥55

2.4.5 HY－180 钢

(1) 化学成分（表 13.11-83）

表 13.11-83 HY－180 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co
0.10 ~ 0.14	≤0.10	0.05 ~ 0.25	≤0.008	≤0.005	9.50 ~ 10.50	7.50 ~ 8.50
Mo	Cr	P + S	Ti	Al	N	O
0.90 ~ 1.10	1.80 ~ 2.20	≤ 0.010	≤ 0.04	≤ 0.025	75	25

注：O、N 为 × 10^{-6}。

(2) 力学性能（表 13.11-84）

表 13.11-84 HY－180 钢力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$	δ_5 /%	ψ /%
≥1 310	≥1 205		≥12	≥60

3 马氏体时效钢

马氏体时效钢是一类特殊类型的超高强度钢，与传统的超高强度钢不同，它是在超低碳铁镍马氏体基体上，利用某些金属间化合物的沉淀析出进行强化的，因此具有非常优异的强韧性配合。由于这种合金中几乎不含碳，从而其淬火组织硬度低，并且无淬火变形倾向、有高的尺寸稳定性和良好的焊接性。

马氏体时效钢的应用主要包括两个领域，第一是航天及军事方面的应用，主要是因为马氏体时效钢具有优异的强韧性配合。第二是作为工模具使用，因其时效硬化前可进行机械加工；硬化处理简单，尺寸变化小，费用低；有良好的焊接性，无需预热，焊后通过时效可保持其性能。

马氏体时效钢的起源应该追溯至 20 世纪 40 年代，当时，Clarence Bieber 在 Fe－Ni 磁性合金中发现了热处理硬化现象。1958 年，Clarence 研制出了 25Ni 合金，由于镍含量高，M_s 低于室温，使该合金需进行两次时效，即奥氏体时效和马氏体时效，进行奥氏体时效的目的是使合金元素从奥氏体中析出，使钢在冷却过程中发生马氏体转变，然后通过马氏体时效进行强化。1959 年，通过降低镍含量，取消奥氏体时效，研制出了 20Ni 合金。1960 年国际镍公司开发了 Co－Mo 硬化的 18Ni（250）系列，首次获得商业应用。最初开发这种材料的目的是要用于潜艇壳体，但由于其剪切抗力太低而未能使用。20 世纪 60 年代的“太空竞赛”使得对轻重量的火箭发动机的需求极为迫切，这迅速促进了马氏体时效钢的发展。1961 年国际镍公司又开发出了 18Ni（200）系列和 18Ni（300）系列，而 18Ni（250）系列第一次被用于火箭发动机。1961 ~ 1965 年是马氏体时效钢研发最迅速的阶段，这期间开发了 18Ni（350）系列和 18Ni（400 ~ 500）系列，但其强韧化机理尚不明确。同时，前苏联开始了马氏体时效钢的研究。1965 ~ 1970 年，马氏体时效钢开始被作为工具及模具钢得到应用，同时欧洲开始了马氏体时效钢的研制和应用。70 年代以后，在前苏联、日本乃至全世界得到广泛应用。80 年代以后，由于全球钴价上涨，各国开始研发低钴或无钴马氏体时效钢，另外，通过采用新工艺、新技术，降低钢中气体及杂质元素含量、改变夹杂物的形态和分布、细化钢的晶粒，使钢的性能进一步得到优化。

我国从 20 世纪 70 年代开始，也进行了马氏体时效钢的研究工作，先仿制国外钢号继而开发出了综合性能更为优异

的 CM-1、CM-2、TM210、TM210A 等马氏体时效钢，用做承力结构件及弹性元件。

3.1 合金元素的作用

下面就马氏体时效钢主要元素及杂质元素的作用进行介绍。

1）碳　马氏体时效钢是在超低碳的铁-镍马氏体基体上通过钼、钛等合金元素产生的金属间化合物的析出而强化的。碳在钢中是有害元素，马氏体时效钢之所以具有比其他类型超高强度钢优异的强韧性，就在于它是超低碳或无碳马氏体基体，碳与钛生成碳化钛非金属夹杂物，不仅降低钢的韧性，而且多消耗钛，因此要求碳含量越低越好。

2）硅、锰、硫、磷　它们都是钢中的杂质元素，容易形成非金属夹杂，损害钢的韧性，因此其含量应越少越好。

3）镍　镍对提高钢的韧性和保证钢的强度均有重要作用。时效处理后钛完全以 Ni_3Ti 金属间化合物形式存在，钼也部分生成 Ni_3Mo，它们都会消耗钢中的镍，如果钢中的镍含量偏低，将使钢强度偏低，同时镍又是降低 M_s 点的元素，当镍含量过高时，经固溶处理冷到室温后，马氏体转变不完全，出现残余奥氏体，也不能确保高强度，因此马氏体时效钢中一般含质量分数为 18%左右的镍。

4）钴　钴在马氏体时效钢中的作用主要有：①固溶强化，增加钢的强度；②降低钼在钢中的溶解度，促进含钼金属间化合物的析出，因而随钴含量的增加，钢的强度也提高；③提高马氏体转变点，保证钢固溶后获得全马氏体组织；④提高马氏体的稳定性，并使其结构保持到较高的温度，从而提高钢的抗过时效能力。

5）钼　钼是重要强化元素，而且还能防止 Ni_3Ti 在晶界上的析出，因而既提高了钢的强度又改善了钢的韧性。

6）钛　钛是钢中最主要的强化元素，时效后，钢中的钛几乎完全形成弥散的 Ni_3Ti 金属间化合物强化相，钢的强度主要随钛含量的多少而变化，所以一般以钛含量来调整钢的强度级别。但钛对钢的韧性损害较大。

7）钙　钙在钢中具有脱氧和脱硫的作用，且能改善钢的热加工性能，因此马氏体时效钢中一般均加入质量分数约为 0.05%左右的钙。

在马氏体时效钢中加入的合金元素，除钴外均降低钢的 M_s 点，因此合金化的原则之一是使钢的 M_s 点不低于 150℃，从而在冷至室温时获得全马氏体组织。

3.2 钢中的相

马氏体时效钢的基体组织是板条马氏体，有高密度的位错而无孪晶，这种板条马氏体具有优良的韧性和塑性，马氏体中高密度的位错及其比较均匀的分布，提供了大量潜在的形核位置并保证了较高的扩散率，从而保证时效过程中以较快速度获得细小的沉淀物。

关于马氏体时效钢中的强化析出相已进行了很多研究。但结果仍不太一致，文献报道的析出相有 Ni_3Mo，$\eta-Ni_3Ti$，Ni_3V，Ni_3W，Fe_2（Mo，Ti），σ-FeMo，σ-FeTi 等析出相。

研究表明，马氏体时效钢中的析出反应进行得非常迅速，远比置换原子的晶格扩散快。这是因为马氏体时效反应不存在明显的孕育期，以及马氏体基体中高密度的位错加速了原子的扩散。析出相在位错线和马氏体板条界上均匀、弥散分布，保证了钢具有良好的强度和韧性配合。Mo 似乎在时效过程中阻止脆性相在原奥氏体晶界析出起到有益的作用。析出相的形态有针状、片状及球状。

在时效硬化过程中，如果钛含量较高，将析出 Ni_3Ti，这种析出与奥氏体逆转变之间存在竞争关系，而且奥氏体逆转变可能优先发生。Mo 的析出反应更为复杂，当钢中有 Co 存在时，硬化从欠时效状态下的富集区开始，进一步时效，析出 Ni_3Mo，Co 加速这一析出过程。但这个相是不稳定的，随着时效时间的延长，将转变为 Laves-Fe_2（Mo，Ti），特别是在 Mo 和 Ti 含量高的钢（例如 18Ni 400）中。在所有这些析出相中，都存在着不同种类原子之间的相互替代。以上是早期马氏体时效钢中所观察到的析出相，在新开发的马氏体时效钢中，观察到了新的析出相。例如，在以 V 代 Co 的钢中观察到了 Ni_3V 的析出，在以 W 代 Mo 的钢中观察到了 Ni_3W 的析出，在低 Ni 高 Mo、Ti 钢中观察到了 σ 相。

随着时效时间的延长，钢的强度逐渐下降，这可能是由于沉淀粒子粗化引起了过时效，同时马氏体开始逆转变为奥氏体和铁素体。研究还发现 Ni_3Mo 分解成为 Fe_2Mo 后，释放了其中的 Ni 原子，促进了奥氏体的形成。但逆转变主要受板条束的扩散所控制，因此在马氏体大量逆转变为奥氏体前就可获得足够的时效硬化。逆转变初期形成的奥氏体以薄膜状存在于板条界及原奥氏体晶界，这种组织可使钢获得较低的强度和高的韧性，因此有时也采用这种“过时效/逆转变”热处理。

除了时效析出相以外，马氏体时效钢中通常还有几种夹杂存在，最常见的是微米级的 Ti（C，N）夹杂，马氏体时效钢的断裂通常是由它引起的，因此，通过降低钢中 C 和 N 的含量，也就是相应地减少 Ti（C，N）夹杂的数量，就可改善钢的韧性。硫化物夹杂也是不期望的，减少硫的含量尤其能够降低钢的应力腐蚀敏感性。其他像氧化物夹杂等，同其他高强度钢一样，为了保持高的性能，也应尽量保持在低的水平。

3.3 热处理

马氏体时效钢的热处理包括固溶和时效。在时效之前通常应进行固溶处理，其目的在于：消除热加工引起的残余内应力、使钢的热加工组织产生再结晶，细化晶粒、溶解沉淀物，使基体溶有充足的强化元素、获得均匀的高位错密度的全马氏体组织。选择固溶温度的条件是：在固溶温度下保证形成全奥氏体组织，冷却后获得全马氏体组织，既使沉淀物得到充分溶解，又不至使晶粒发生长大、时效后具有较佳的综合性能。对 18Ni 钢，经 820～840℃固溶处理后具有较好的性能，特别是塑性和韧性。

固溶加热所获得的奥氏体组织在冷却过程中将转变为马氏体。奥氏体向马氏体的转变依赖于奥氏体的组成，当碳含量很低时，将形成高位错密度的板条马氏体，这种板条马氏体的屈服强度约 700 MPa，有优异的强度和韧性。因此马氏体时效钢中要求最多含质量分数为 0.03%的碳，同时用钛来进一步减少基体中的碳。

马氏体时效钢的高强度是通过时效处理得到的。合理选择时效制度是使钢获得最佳强韧性配合的关键。将马氏体加热到一定的温度，并保温一定时间，就可发生沉淀硬化反应，这就是时效。一般时效温度为 480～510℃，依钢的强度级别及使用要求有所不同，时效温度低则强度高，时效温度高则韧性好。保温时间为几小时。在 Fe-Ni 马氏体中，有几种不同的合金元素均可产生时效硬化，时效强化作用最明显的是钛，通常以钛来调整钢的强度级别。另外，铍也有强的时效强化效果，但因有毒而未被采用。铝也有强的时效强化效果，但通常是作为脱氧剂来使用的。

在马氏体时效钢中，最有趣的是 Co 和 Mo 的协同硬化效应。钴在马氏体时效钢中的作用是降低钼的固溶度，增加时效时的富钼沉淀相，钴自身并不参与时效硬化反应，但可增加基体的短程有序反应，从而增加时效强度，同时，钴还可

以提高 M_s 点，使奥氏体向马氏体的冷却转变更为完全。

3.4 生产工艺及工艺性能

3.4.1 生产工艺

1）冶炼　马氏体时效钢一般均采用双真空冶炼工艺，这样才能保证高的洁净度，保证高的强韧性配合。

2）加工及变形　马氏体时效钢热加工可采用传统的轧制及锻造设备进行，均质化处理温度为 1 260℃，终轧或终锻温度在 870～820℃；热轧或退火后均可进行冷加工，加工硬化率低，冷变形量可达 85%。

3.4.2 工艺性能及耐蚀性

1）焊接性能　马氏体时效钢具有良好的焊接性，无论固溶或时效，焊前均不需预热，推荐采用钨极电弧气保焊，焊后无需热处理。

2）机加工性能　马氏体时效钢无论是固溶或时效态均可进行机加工，加工方法与相同硬度的传统合金钢相同。由于其独特的强化机理，时效后尺寸无变化，因此可在固溶处理后的软化状态进行精加工，同时，因无残余奥氏体，在服役过程中也不会有尺寸变化。

3）腐蚀特性　在大气环境下，马氏体时效钢会产生均匀腐蚀；点蚀坑深度较低合金高强度钢浅，腐蚀速率是低合金钢的一半。在海水中与低合金钢具有相同的腐蚀速率。在流水，酸液及氯化物介质中易点蚀，但平均腐蚀速率较低合金钢低。马氏体时效钢的 K_{ISCC} 也略高于低合金高强度钢。

在要求高的表面质量时，马氏体时效钢可用镍、铬、镉电镀以进行腐蚀防护，电镀过程中将会吸氢，因此电镀后应在 200～320℃加热 24 h 进行去氢处理。

3.5 马氏体时效钢的应用

在航空航天领域，马氏体时效钢的应用主要包括飞机起落架，机翼支架，固体火箭发动机壳体，飞船推进器抛弃件，喷气发动机叶轮。另外，马氏体时效钢在兵器方面也可作为武器零部件、螺栓及导弹挂件等。马氏体时效钢的另一个应用领域就是作为工模具用钢，具有良好的尺寸稳定性。

3.6 常用马氏体时效钢的化学成分及性能

3.6.1 C-200 钢

（1）化学成分（表 13.11-85）

表 13.11-85　C-200 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	18.5	8.5	3.25	0.20	0.10

（2）物理性能（表 13.11-86）

表 13.11-86　C-200 钢的物理性能

平均线胀系数 α_l（21～482℃）/$10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 /$g\cdot cm^{-3}$	热导率 /$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	
10.1	180	8.0	20℃	19.5
			50℃	20.0
			100℃	20.9

（3）力学性能（表 13.11-87～表 13.11-89）

表 13.11-87　C－200 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
960	690	18	72	30

表 13.11-88　C－200 钢一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
1 445	1 420	12	62	48	48

表 13.11-89　C－200 钢不同规格材的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
16 mm 棒材	纵向	1 460	1 430	12.5	61.7	43.4
32 mm 棒材	纵向	1 475	1 440	12.0	60.6	43.0
76 mm 棒材	纵向	1 450	1 410	11.9	60.4	42.8
152 mm 方坯	纵向	1 435	1 395	11.6	58.8	43.5
	横向	1 425	1 380	8.9	41.7	43.9
6 mm 板材	横向	1 505	1 470	11.0	45.0	42.9

注：热处理制度为 820℃ × 1 h，空冷，480℃ × 3 h。

3.6.2 C－250 钢

（1）化学成分（表 13.11-90）

表 13.11-90　C－250 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	18.5	7.5	4.80	0.40	0.10

（2）物理性能（表 13.11-91）

表 13.11-91　C－250 钢物理性能

平均线胀系数 α_l（21～482℃）/$10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 /$g\cdot cm^{-3}$	热导率 /$W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	
10.1	186.2	8.0	20℃	25.1
			50℃	25.8
			100℃	27.0

（3）力学性能（表 13.11-92～表 13.11-94）

表 13.11-92　C－250 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
965	650	17	75	30

表 13.11-93　C－250 钢一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
1 790	1 760	11	58	52	27

表 13.11-94 C-250 钢不同规格的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
16 mm 棒材	纵向	1 830	1 765	12.5	61.7	51.3
32 mm 棒材	纵向	1 850	1 785	12.0	60.6	51.8
76 mm 棒材	纵向	1 750	1 710	11.9	60.4	50.4
152 mm 方坯	纵向	1 730	1 695	11.6	58.8	50.8
	横向	1 725	1 690	8.9	41.7	50.3
6 mm 板材	横向	1 875	1 830	11.0	45.0	50.6

注：热处理制度为 820℃×1 h，空冷，480℃×3 h。

3.6.3 C-300 钢

(1) 化学成分（表 13.11-95）

表 13.11-95 C-300 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.03	≤ 0.10	≤ 0.10	≤ 0.01	≤ 0.01	18.5	9.0	4.8	0.60	0.10

(2) 物理性能（表 13.11-96）

表 13.11-96 C-300 钢物理性能

平均线胀系数 α_l (21~482℃) $/10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	热导率 $/W\cdot m^{-1}K^{-1}$	
10.1	189.6	8.0	20℃	25.1
			50℃	25.8
			100℃	27.0

(3) 力学性能（表 13.11-97~13.11-99）

表 13.11-97 C-300 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
1 030	760	18	72	32

表 13.11-98 C-300 钢的一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
2 020	2 000	11	57	55	23

表 13.11-99 C-300 钢不同规格材的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
16 mm 棒材	纵向	2 025	2 000	11.8	56.6	54.3
32 mm 棒材	纵向	2 040	2 020	11.6	55.8	54.7

续表 13.11-99

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
76 mm 棒材	纵向	2 025	1 975	10.3	46.6	54.0
152 mm 方坯	纵向	1 960	1 915	9.8	43.9	53.9
	横向	1 950	1 910	6.6	28.4	54.3
6 mm 板材	横向	2 170	2 135	7.7	35.0	55.1

注：热处理制度 820℃×1 h，空冷，480℃×3 h。

3.6.4 C-350 钢

(1) 化学成分（表 13.11-100）

表 13.11-100 C-350 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤ 0.03	≤ 0.10	≤ 0.10	≤ 0.01	≤0.01	18.5	12.0	4.80	1.40	0.10

(2) 物理性能（表 13.11-101）

表 13.11-101 C-350 钢物理性能

平均线胀系数 (21~482℃) α $/10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	热导率 $/W\cdot m^{-1}K^{-1}$		相变点 /℃	
11.3	200	8.1	20℃	25.3	A_s	679
			50℃	25.8	A_f	739
			100℃	27.0	M_s	224

(3) 力学性能（表 13.11-102~表 13.11-104）

表 13.11-102 C-350 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
1 140	830	18	70	35

表 13.11-103 C-350 钢的一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
2 410	2 340	7	35	60	14

表 13.11-104 不同规格材的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
16 mm 棒材	纵向	2 415	2 365	7.5	35.4	57.8
32 mm 棒材	纵向	2 390	2 350	7.6	33.8	58.4
76 mm 棒材	纵向	2 360	2 320	6.2	28.6	58.2
6 mm 板材	横向	2 450	2 395	3.0	15.4	57.7

注：热处理制度 820℃×1 h，空冷，480℃×3 h。

3.6.5 T-200 钢

(1) 化学成分（表 13.11-105）

表 13.11-105 T-200 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	18.5	—	3.00	0.70	0.10

（2）物理性能（表 13.11-106）

表 13.11-106 T-200 钢物理性能

平均线胀系数 α_l (21~482℃) $/10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	相变点/℃	
12.8	187.5	7.98	A_s	635
			A_f	680
			M_s	224

（3）力学性能（表 13.11-107~表 13.11-109）

表 13.11-107 T-200 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
960	690	21	92	28

表 13.11-108 T-200 钢一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
1 440	1 410	14	68	45	110

表 13.11-109 T-200 钢不同规格材的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
14 mm 棒材	纵向	1 470	1 430	13.0	69.0	43.9
76 mm 棒材	纵向	1 460	1 420	13.1	68.3	44.3
152 mm 方坯	纵向	1 475	1 440	13.7	69.8	45.5
	横向	1 480	1 440	12.3	62.0	45.3
4.0 mm 板材	横向	1 455	1 415	8.0	62.2	44.2
7.6 mm 板材	横向	1 465	1 420	9.0	66.7	46.2

注：热处理制度为 820℃×1 h，空冷，480℃×3 h。

3.6.6 T-250 钢

（1）化学成分（表 13.11-110）

表 13.11-110 T-250 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	18.5	—	3.00	1.40	0.10

（2）物理性能（表 13.11-111）

表 13.11-111 T-250 钢物理性能

平均线胀系数 α_l (21~482℃) $/10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	相变点 /℃	
11.2	186.1	7.98	A_s	663
			A_f	711
			M_s	154

（3）力学性能（表 13.11-112~表 13.11-114）

表 13.11-112 T-250 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
960	650	16	70	32

表 13.11-113 T-250 钢的一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
1 790	1 760	11	58	52	34

表 13.11-114 T-250 钢不同规格材的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
16 mm 棒材	纵向	1 820	1 775	12.1	59.4	51.4
50 mm 棒材	纵向	1 785	1 740	11.0	58.1	50.8
76 mm 棒材	纵向	1 835	1 790	10.0	52.4	50.3
152 mm	纵向	1 790	1 750	10.5	56.1	50.8
方坯	横向	1 790	1 750	8.9	45.8	50.1
5.0 mm 板材	横向	1 790	1 755	7.0	54.0	50.0
6.0 mm 板材	纵向	1 805	1 735	8.0	62.0	51.4

注：热处理制度为 820℃×1 h，空冷，480℃×3 h。

3.6.7 T-300 钢

（1）化学成分（表 13.11-115）

表 13.11-115 T-300 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.03	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	18.5	—	4.00	1.85	0.10

（2）物理性能（表 13.11-116）

表 13.11-116 T-300 钢物理性能

平均线胀系数 α_l (21~482℃) $/10^{-6}K^{-1}$	弹性模量 /GPa	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	相变点 /℃	
13.3	191.7	7.98	A_s	670
			A_f	721
			M_s	175

(3) 力学性能（表 13.11-117 ~ 表 13.11-119）

表 13.11-117　T－300 钢退火态的力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
1 030	760	16	69	32

表 13.11-118　T－300 钢一般力学性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	A_{KV} /J
2 000	1 960	10	51	55	20

表 13.11-119　T－300 钢不同规格材的典型力学性能

尺寸	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC
14 mm 棒材	纵向	2 065	2 010	11.0	56.1	53.6
76 mm 棒材	纵向	2 015	1 955	10.6	49.0	54.0
152 mm 方坯	纵向	2 050	1 985	8.8	45.3	55.3
	横向	2 045	1 995	7.5	38.2	55.1
4.0 mm 板材	横向	2 060	2 000	6.0	45.0	54.2
7.6 mm 板材	横向	2 070	2 040	6.6	50.7	55.0

注：热处理制度 820℃ × 1 h，空冷，480℃ × 3 h。

3.6.8 TM210A 钢

(1) 化学成分（表 13.11-120）

表 13.11-120　TM210A 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.008	≤0.10	≤0.10	≤0.005	≤0.005	17.5 ~ 18.5	9.5 ~ 10.5	4.2 ~ 4.8	0.82 ~ 1.02	0.05 ~ 0.15

(2) 工艺性能

均质化处理温度：1 200 ~ 1 220℃，保温时间依钢锭尺寸而定，通常不小于 8 h，最好大于 15 h。

细化晶粒热处理制度：950℃ × 1 h，水冷 + 900℃ × 1 h，水冷 + 900℃ × 1 h，水冷。

固溶处理温度：820 ~ 860℃ × 1 h，空冷。

时效处理：510℃ × 3 h，空冷。

(3) 物理性能

TM210A 钢密度 ρ = 8.0 g/cm³；熔点 T_M = 1 430 − 1 445℃；弹性模量 E = 194.3 GPa；泊松比 μ = 0.30；临界点温度见表 13.11-121；线胀系数见表 13.11-122；热导率见表 13.11-123。

表 13.11-121　TM210A 钢临界点　℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
620	745	245	80

表 13.11-122　TM210A 钢线胀系数

温度/℃	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	100 ~ 200	200 ~ 300	300 ~ 400	400 ~ 500
α/ $10^{-6}K^{-1}$	10.3	10.5	10.7	10.6	11.0	11.3	11.5

表 13.11-123　TM210A 钢热导率

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	23.4	25.1	26.4	27.6	28.5	28.0	27.6	26.4

(4) 力学性能（表 13.11-124、表 13.11-125）

表 13.11-124　TM210A 钢纵向性能

性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_{KU} /J	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
指标	≥2 060	≥1 960	≥7.5	≥45	≥28	≥62
实测	2 150	2 080	13	48	35	67.4

表 13.11-125　TM210A 钢横向性能

性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_{KU} /J	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
指标	≥2 058	≥1 960	≥5.5	≥35	≥22.4	—
实测	2 100	1 990	8	43	26	—

3.6.9 CM－1 钢

(1) 化学成分（表 13.11-126）

表 13.11-126　CM－1 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al
≤0.008	≤0.10	≤0.10	≤0.005	≤0.005	17.5 ~ 18.5	11.5 ~ 12.5	4.0 ~ 5.0	1.25 ~ 1.45	0.05 ~ 0.15

(2) 工艺性能

均质化处理温度：1 200 ~ 1 230℃，保温时间依钢锭尺寸而定，通常不小于 10 h，尽量长一些为宜。

细化晶粒热处理制度：840 ~ 860℃ × 1 h，水冷（3 次）。

固溶处理温度：820 ~ 840℃ × 1 h，空冷。

时效处理：510℃ × 3 h，空冷。

(3) 力学性能（表 13.11-127）

表 13.11-127　CM－1 钢力学性能

性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HRC	K_{IC} /MPa·m$^{1/2}$
指标	≥2 250	≥2 150	≥7.0	≥40	≥52	≥37.2
实测	2 330	2 250	8.2	47.2	55	154

编写：苏　杰（钢铁研究总院）
王维明（钢铁研究总院）
丁雅莉（钢铁研究总院）
刘宪民（钢铁研究总院）
刘树勋（钢铁研究总院）
刘　蕤（钢铁研究总院）
杨志勇（钢铁研究总院）

第12章　高强度不锈钢

钢铁材料优点很多，从资源、性能可调范围、生产成熟性和生产规模、性能价格比、可循环使用性以及在国民经济、国防建设和社会发展中的作用综合评估占有较大的优势，因而不但在20世纪发挥了巨大作用，而且公认它仍为21世纪的必选材料。

钢铁材料具有两个固有的弱点：一是比强度低，二是耐腐蚀性差。为了提高钢的比强度，发展了一系列高强度钢和超高强度钢。为了提高钢的耐腐蚀性，除了发展镀锌板、镀锡板等镀层、涂层钢板外，还发展了一系列低合金耐蚀钢、不锈耐酸钢。

高强度不锈钢是既提高钢的比强度，又提高钢的耐蚀性的钢种，因而倍受人们重视。

20世纪40年代末期为适应军用飞机、火箭、导弹等军事工业发展的需求，高强度不锈钢应运而生。1946年美国Carnagie Tllnoio钢铁公司发表了第一个马氏体沉淀硬化不锈钢Stainless W的资料。1948年第二个马氏体沉淀硬化不锈钢17-4PH开始由美国Armco钢铁公司首次生产。由于马氏体沉淀硬化不锈钢存在冷作成形性差的缺点，在制造形状复杂，要求冷作成形性能好的结构件时，就被1948年美国Armco钢铁公司发展的第一个半奥氏体沉淀硬化不锈钢17-7PH所代替。1954年美国Allegheny Ludlum钢铁公司发展了AM350，1955年发展了AM355。PH15-7Mo在1957年前后开始应用。前苏联于1956年研究成功了与17-7PH成分类似的X17H7IO（CH-1）。1957年研究成功了X15H8M2IO（CH-2）。1958年研究成功了X17H5M3（CH-3）。

早在第二次世界大战期间，德国发明了Tinidur含钛、铝的沉淀硬化相的铬镍奥氏体不锈钢（0Cr15Ni30Ti1.75Al0.4）用来制造高温耐蚀承力结构件。1951年美国Allegheny Ludlum钢铁公司开始供应第一个奥氏体沉淀硬化不锈钢A-286。在朝鲜战争期间，美国Crucible钢铁公司发明了另一个奥氏体沉淀硬化不锈钢HNM。这类钢原来研发的目的是为了得到无磁高强度不锈钢，但由于其高温性能良好而用于承受高温耐蚀结构件，例如航空发动机有关部件，这类钢也是耐热钢或铁基高温合金。这类奥氏体沉淀硬化不锈钢基本上又分成两类：第一类包括A-286、Discaloy、W545、Unitemp212等钢号，基本上属于德国Tinidur钢的变种，其中包括以锰代镍的AF71，其强化元素用钼和钒；第二类是用磷产生点阵应变加强沉淀硬化，包括HNM、17-10P等钢号。

1912～1913年英国开发了Cr13型不锈钢。高强度马氏体不锈钢是在Cr13型基础上添加钼、钨、钒、钛、铌、氮、硼以及镍、钴等合金元素来提高高温强度和高温组织稳定性。

美国国际镍公司于1959年发表了马氏体时效钢之后并逐步优化为200、250、300、350级别强度系列。马氏体时效钢的主要特点是在很高的强度下具有很高的韧性，当时在众多超高强度钢中，在同样强度级别时具有最高的断裂韧性，因而在航空、航天各方面获得广泛应用，表13.12-1是主要马氏体时效钢发表的年代。

马氏体时效钢的主要缺点是耐腐蚀性差、因含高镍、高钴、高钼价格昂贵，前者为马氏体时效不锈钢的发展创造了条件。另一方面沉淀硬化不锈钢的发展，例如马氏体沉淀硬化不锈钢在固溶态难以进行成形及加工、半奥氏体沉淀硬化不锈钢对化学成分的控制十分严格，热处理工艺相当复杂以及利用碳化物、碳氮化物强化大大损害了钢的韧性，特别是断裂韧性，从而也促进了马氏体时效不锈钢的发展。

一些马氏体时效不锈钢发表的年代见表13.12-2。

表13.12-1　主要马氏体时效钢发表的年代

代　号	表发年份	代　号	发表年份
18Ni（200）	1960	12Ni-2Mn	1966
18Ni（250）	1960	18Ni（350）	1968
18Ni（300）	1960	13Ni（400）	1968
18Ni（铸造）	1963	8Ni（500）	1968
15Ni-9Co	1963	15Ni-15Co	1971

表13.12-2　一些马氏体时效不锈钢发表年代

发表国家	代号	主要化学成分（质量分数）/%	发表年份
美国	IN736	00Cr10Ni10Mo2TiAl	1971
美国	Custom450	05Cr15Ni6.5MoCu1.5Nb	1965
美国	Custom455	00Cr1.5Ni8.5Cu2.2Ti1.2Nb	1966
美国	PyrometX-12	0Cr10.5Mo4.8Cu1.3Co6N	1961
美国	AM-367	00Cr14Ni3.5Mo2Co15.5Ti	1963
美国	AFC-77	0Cr14.5Mo5Co13.5V	1963
美国	D70	00Cr12Ni4.3Mo4Co14TiAlBZr	1964
美国	AFC-260（C50）	0Cr15.5Ni2Mo4Co13Nb	1967
美国	PyrometX-15	00Cr15Mo3Co20	1967
美国	PyrometX-23	00Cr10Ni10Mo5.5Co10	1973
原联邦德国	Ultrafort401	00Cr12Ni8Mo2Co5TiBZr	1969
原联邦德国	Ultrafort402	00Cr12.5Ni7.6Mo4Co5TiAl	1969
原联邦德国	Ultrafort403	0Cr14NiMo5Co13Nb	1971
原联邦德国	Alloy B	00Cr11Ni7.7Mo4.5Co9TiAl	1971

铁素体时效不锈钢的研究开发大约始于20世纪80年代左右，世界上一些发达国家，例如美国、日本发表了少量专利，迄今尚未见到商业牌号及有关大量应用的报道。

我国在20世纪60年代初开始0Cr15Ni7Mo2Al半奥氏体沉淀硬化不锈钢及冷作硬化奥氏体不锈钢研究，之后不久开始0Cr17Ni7Al半奥氏体沉淀硬化不锈钢及马氏体沉淀硬化不锈钢0Cr17Ni4Cu4Nb的研究。沉淀硬化不锈钢的大量应用在20世纪80年代。90年代研究开发了0Cr15Ni5Cu3Nb、0Cr13Ni8Mo2Al等马氏体沉淀硬化不锈钢。

马氏体不锈钢的研究始于20世纪50年代，主要钢号为13Cr12NiWMoV及13Cr14NiWVB。20世纪70～80年代研究开发了0Cr10NiCo6MoVNbN、1Cr10NiMoVNbCoNB、0Cr16Ni5Mo1、Cr13Ni5Mo等钢号，90年代研究开发了1Cr12Ni3MoVN、12Cr12Ni3MoVRE等钢号。

我国在 20 世纪 70 年代就开始了马氏体时效不锈钢的研究，有关钢号完成年代见表 13.12-3。

表 13.12-3 我国马氏体时效不锈钢完成年代

主要钢号	应用年代	主要钢号	应用年代
00Cr14Ni6Mo2AlNb	1980 年 12 月	00Cr10Ni10Mo2TiAl	1984 年 9 月
00Cr13Ni8Mo2TiNbAl	1983 年 5 月	00Cr15Ni6Mo3AlRe	1985 年 6 月
00Cr11Ni10Mo2TiAl	1983 年 6 月	00Cr12Co12Ni4Mo4Ti	1988 年 3 月
00Cr10Ni10	1984 年 9 月	00Cr11Ni10Mo2Ti1Al	1988 年 5 月

我国 20 世纪 80 年代末期，开始铁素体时效不锈钢的研究，于 20 世纪 90 年代末期完成了 00Cr26Ni6Mo4CuITi0.7 和 00Cr27Ni8Mo3Ti0.3 两个钢号研究。

高强度不锈钢至今尚无公认的定义，因为涉及不同基体组织，所以对强度的要求也不同；而对不锈钢耐蚀性的要求，与对强度的要求相比，是第二位的。

(1) 高强度不锈钢的分类

高强度不锈钢的分类见图 13.12-1。

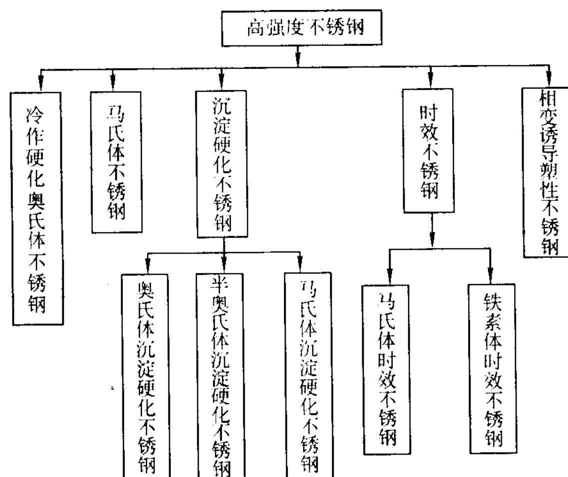


图 13.12-1 高强度不锈钢的分类

随着时间的推移，原来界限比较明显的马氏体沉淀硬化不锈钢和马氏体时效不锈钢间的差异逐步减少。

(2) 高强不锈钢的特点

各类高强度不锈钢有其不同的特点，分别介绍如下。

1) 冷作硬化奥氏体不锈钢　与一般的奥氏体不锈钢相比较，该类钢的 M_S、M_d 点较高，奥氏体的稳定性较差，在冷加工时，强度值提高很快而延性降低却不那么快。强化的原因一方面是由于冷变形而使钢中的位错密度大大增加，位错的相互影响阻止了位淀的运动，另一方面，这类钢的奥氏体变成马氏体的 M_d 点温度在室温之上，室温冷变形增加钢的内能能够部分地使奥氏体转变成马氏体。这双重作用使钢得到强化。该钢类的全硬状态冷变形量为 40%～50%，特硬状态冷变形量达到 50%～65%。因钢经过消除应力处理，虽然经过大的冷变形也具有有限的成形性，如果弯曲半径不太小，尚可以进行弯曲，同时也可以承受程度较轻的成型操作。

Ⅰ）优点

① 室温、中温强度十分高，也有适当的韧性相配合；

② 耐腐蚀性能高；

③ 可焊性良好，如果焊接方法、工艺得当无焊裂危险，操作也简单易行；

④ 在超过再结晶的温度下，也能承受较短时间的负荷，因此在寿命很短的火箭壳体上使用此钢尚能胜任；

⑤ 生产工艺比较简便。

Ⅱ）缺点

① 成形性能差；

② 若使用温度高于 427℃，则钢的强度损失很大，所以工作温度一般低于 420℃，如果短期使用，使用温度可稍微提高；

③ 钢的纵、横向力学性能有异向性，对于一般用途问题不太大，在航空承力耐蚀结构件上使用，值得认真考虑，慎重选择；

④ 钢的焊缝强度由于受到焊接时输入线能量的影响而大为降低，需要采取特殊的措施，例如选择适当的焊接方法、焊接材料、焊接工艺以及采用加强焊缝高度来保证得到等强度焊缝和焊缝质量的要求。

Ⅲ）包申格（bauschinger）效应　金属或合金预先加载产生微量塑性变形，然后在同向加载，则弹性极限升高，反向加载则弹性极限降低的现象，称包申格效应，此效应在很多金属中都存在，一般可用第二类内应力的作用来解释。

剧烈冷作硬化奥氏体不锈钢的特征，即纵向抗压屈服强度比纵向屈服强度低一些，其差别决定于冷作硬化条件、应力消除情况与钢的化学成分，一般可用消除应力回火来减轻包申格效应及纵、横向力学性能的差别。

2) 马氏体不锈钢

Ⅰ）优点

① 钢在 427℃以下使用，具有高强度与高韧性的配合。高温强度仅次于热作模具类高强度钢；

② 钢的回火稳定性高，因此可以采用高的回火温度；

③ 钢在大气中不锈，一般使用时不需要保护涂、镀层，抗氧化性能也良好；

④ 钢中不含镍或含镍量不高、价格便宜；

⑤ 当钢中不含 δ-铁素体或铁素体含量小于体积分数 3% 时，各向力学性能雷同；

⑥ 具有较高的高温力学性能；

⑦ 具有良好的抗震性以及较低的线胀系数。

Ⅱ）缺点

① 钢的耐腐蚀性不如高铬铁素体不锈钢以及奥氏体不锈钢；

② 钢的焊接性能较差，焊前需要预热，焊后需要处理，焊缝及焊缝热影响区裂纹敏感倾向性大；

③ 热处理状态成形性差，若先在退火状态成形后进行热处理，则由于淬火温度达 1 010℃以上，使钢造成脱碳与变形、强度稍高时（例如≥32HRC），易于遭受应力腐蚀。

Ⅲ）抗应力腐蚀的特点　本类钢增加钨、钼、钒等元素后，为达到同一硬度的回火温度大为提高，这样可以更好地消除淬火应力，改善应力腐蚀裂纹抗力。例如在 AISI410 钢中，必须回火至 30HRC 才能抵抗二氧化硒-盐酸水溶液的应力腐蚀裂纹，而 AISI419 钢只需回火至≤36HRC，即无此敏感性（但 AM350 及 AM355 在≤44HRC 时，在上述溶液中均不受应力腐蚀）。在航空结构钢中常在高强度下使用，如果硬度超过 36HRC，本类钢就有发生应力腐蚀的危险。

3) 沉淀硬化不锈钢

Ⅰ）奥氏体沉淀硬化不锈钢

① 优点

a) 该钢类在高强度不锈钢中高温强度最高，实际上它也是铁基高温合金，可以在 600～700℃温度区间内应用；

b) 钢在室温及 550℃的中温范围内，仍是奥氏体不锈钢中除冷作硬化奥氏体不锈钢以外强度最高者。钢在 650℃下的高温屈服强度与室温大体相当；

c) 钢的低温、超低温韧性极好，－200℃的韧性与室温相比差不多，基本上没有低温韧脆性转变温度，可以应用到

液氮温度；

d）钢的耐腐蚀性能相当于0Cr18Ni9奥氏体不锈钢，抗氧化性也十分优越；

e）钢的冷变形成形性能良好；

f）由于钢的沉淀硬化作用十分显著，使钢在时效态的时效强度比固溶态提高1倍多，用来制造大断面部件时可以达到均匀的力学性能；

g）钢的无磁性与高强度相结合，与0Cr18Ni9钢相比，是其另一优点。

② 缺点

a）该钢类在高强度钢中，室温及中温强度最低。虽然在沉淀硬化前进行冷作硬化后再进行时效处理可以使强度大大提高，例如A-286钢丝经80%冷变形及650℃时效后其室温强度达到1 740 MPa，但此时强度有很大的异向性。

b）钢的焊接性由于合金强化元素多而变差，尤其是用磷强化的钢种根本不可能进行焊接。

c）由于钢中钛含量高，在高温长时间受负荷下有无变形断裂的倾向。为此在长时间使用时，使用温度一般限于600～700℃以下。

Ⅱ）半奥氏体沉淀硬化不锈钢

① 优点

a）该钢可以在奥氏体状态承受各种冷成形工艺和焊接，经过调整处理（必要时需负温处理）及时效处理或者冷加工及时效处理，可以达到不同强韧性的配合；

b）该钢在540℃，特别是在480℃以下使用，高温强度性能良好；

c）钢的耐腐蚀性能高，特别是抗应力腐蚀性能优越；

d）通过控制钢中奥氏体与马氏体的数量，可以得到不同强度与韧性和塑性的配合，适用于不同的承力耐蚀结构件。

② 缺点

a）17-7PH钢在350～400℃以上温度，长时间承受负荷后具有脆性倾向；

b）对钢的化学成分区间的控制要求十分严格，对热处理温度的控制要求十分精确（±5℃），否则力学性能波动范围很大。热处理工艺在高强度不锈钢系列中最复杂；

c）钢的低温韧性较差，特别是在-100℃以下开始变脆。如果增加钢组织中奥氏体含量比例能使低温韧性有所改善，但是强度受到损失；

d）与稳定的奥氏体不锈钢相比，钢的韧性较差，且易于加工硬化，部件在承受深变形加工时，每道最大的变形量受到限制，且需要多几次进行中间退火工序。

总之，该类钢的性能特征决定于复杂的相变机制。一般说钢的使用状态有马氏体、奥氏体、碳化物、δ-铁素体和沉淀硬化相等组织，其相互间的比例，相的形状、大小、间距、分布不同会引起性能的各种变化。该钢的马氏体相变也有与一般结构钢所没有的许多特点。

Ⅲ）马氏体沉淀硬化不锈钢

① 优点

a）该钢的强度高（$\sigma_b \geq 1\ 400$ MPa），同时耐腐蚀性良好，一般不低于0Cr18Ni9奥氏体不锈钢。抗氧化性也好；

b）该钢的切削性好；

c）该钢易焊接，不需要预热和局部退火；

d）该钢的热处理简单；

e）在400℃以下，该钢具有良好的高温强度，常用于该温度下的耐蚀承力结构件。

② 缺点

a）钢的退火组织为低碳马氏体，即使在过时效状态下延展性仍不能满足深变形冷加工的需要，因此一般不以薄板或钢带供货，主要用于制造承力耐蚀机械零部件；

b）Stainless W在过时效状态延性略好，故可少量供应薄板或钢带在小冷变形下使用，但此钢用途少；

c）高温性能为三类沉淀硬化不锈钢中最差的钢类，仅优于低合金超高强度钢；

d）钢在350～400℃以上温度范围内长时间承受负荷具有脆化倾向，另外缺口冲击值较低。

4）时效不锈钢

Ⅰ）马氏体时效不锈钢

① 优点

a）该钢在固溶态是超低碳马氏体组织，加工硬化指数低，冷加工成形性好；

b）该钢在固溶态焊接性好，采用钨极氩气保护焊，焊前不需预热，焊后不需要处理；可以采用焊接不锈钢的任何一种焊接方法进行焊接；

c）该钢的热处理简单（对用户讲只需要进行时效处理）、热处理后零件变形小，尺寸稳定性高；

d）在超高强度不锈钢中，在同样强度下的马氏体时效不锈钢具有较高的韧性和塑性；

e）该钢可以通过不同的热处理（时效处理）达到不同强韧性配比，可满足不同零部件对不同强韧性配比的要求；

f）由于钢中的碳质量分数≤0.03%（大部分≤0.02%），因而与同样铬含量的马氏体沉淀硬化不锈钢相比，具有较高的不锈性和耐蚀性。

总之，马氏体时效不锈钢，除了具备几乎所有马氏体时效钢的全部优点之外，还弥补了马氏体时效钢不锈性和耐蚀性很差的缺点。

② 缺点

a）由于钢中碳含量低，碳化物含量低，所以钢的耐磨性较差；

b）由于钢中碳含量低，在同样的强度水平下的疲劳强度略低，所以一般要求进行表面处理，例如渗氮、离子氮化等来提高钢的疲劳强度，同时也提高了耐磨性；

c）要尽量不使用高钴的马氏体时效不锈钢，或者研究节钴和无钴的钢种，以降低成本。

Ⅱ）铁素体时效不锈钢

① 优点

a）由于钢中的铬、钼、铜含量可以很高，而碳质量分数又很低（≤0.03%，甚至≤0.01%），因此在所有超高强度不锈钢中，具有最好的耐蚀性，它可以耐海水腐蚀，且在氯含量高的水溶液中耐应力腐蚀，耐点蚀和耐缝隙腐蚀；

b）该钢的切削性尚好；

c）与耐蚀性好的超纯铁素体不锈钢相比，由于钢中含时效硬化元素，所以强度较高；

d）与一般铁素体不锈钢相比，不但耐蚀性很好，而且具有较好的强韧性配比。

② 缺点

a）钢的脆性倾向较大，与一般铁素体不锈钢一样，仍保存着475℃脆性、σ相脆性（500～800℃）以及高温脆性（≥1 000℃）；

b）该钢的焊接性较差，对于强度较低的钢号采用焊前预热，焊后处理等措施也可以施焊；

c）该钢的热加工、热处理工艺要求严格，尽量避免形成粗大的铁素体，否则会大幅度降低钢的塑性和韧性。

5）相变诱导塑性不锈钢

Ⅰ）优点

① 该钢既具有高的强度，又具有高的塑性，特别是具有优异的伸长率和强韧性配合（2 400 MPa时δ为92%）；

② 该钢具有优良的断裂韧性；

③ 该钢具有高的疲劳强度（σ_b = 1 470 ~ 1 760 MPa 时，σ_{-1}（10^7）为 1 230 MPa）；

④ 该钢具有良好的低温性能。

Ⅱ）缺点

① 焊接相当困难，可以采用摩擦焊（母材强度为 1 420 MPa、摩擦焊后最高强度达 1 360 MPa）；

② 热处理工艺复杂；

③ 化学成分要求精确控制，相变过程对力学性能有较大影响。

1 合金元素在高强度不锈钢中的作用

1.1 合金元素在冷作硬化不锈钢中的作用

1.1.1 奥氏体稳定性判据的计算公式

为了便于奥氏体冷作硬化，希望所选钢种具有高的 M_S 及 M_d 温度。合金元素对 M_S、M_d 点的影响，有一些经验公式可供参考。

1) Eichelmann: M_S(℃) = 1 350 - 1 665(C% + N%) - 28(Si%) - 33(Mn%) - 42(Cr%) - 61(Ni%)

2) Monkman: M_S(℃) = 1 156(C% + N%) - 37(Cr%) - 57(Ni%)

3) Pickering: M_S(℃) = 502 - 810(C%) - 1 230(N%) - 13(Mn%) - 12(Cr%) - 30(Ni%) - 54(Cu%) - 46(Mo%)

4) Angel: M_d30(℃) = 413 - 462(C% + N%) - 9.2(Si%) - 8.1(Mn%) - 13.7(Cr%) - 9.5(Ni%) - 18.5(Mo%)

5) Gladman: M_d80(℃) = 497 - 462(C% + N%) - 9.2(Si%) - 8.1(Mn%) - 13.7(Cr%) - 20(Ni%) - 18.5(Mo%)

6) Nohara: M_d30(℃) = 551 - 462(C% + N%) - 9.2(Si%) - 8.1(Mn%) - 13.7(Cr%) - 29(Ni% + Cu%) - 18.5(Mo%) - 68(Nb%)

7) Sjoberg: M_d30(℃) = 608 - 515(C%) - 821(N%) - 7.8(Si%) - 12(Mn%) - 13(Cr%) - 34(Ni%) - 6.5(Mo%)

1.1.2 化学成分对冷轧 1Cr18Ni8 钢力学性能的影响

结合有关试验结果主要结论如下。

1) 随着钢中碳含量的增加，冷加工后出现奥氏体 + 碳化物组织。此时钢的强化主要靠奥氏体的加工硬化。随着钢中碳含量的增加，钢的硬化越显著，但塑性则随之下降。

2) 随着钢中镍含量的下降，在特定固溶制度下，随加工压下率的增加，试样有微弱磁性，表明已有 γ→α 的转变发生。

在钢中加入强碳化物形成元素钛以后，随着镍质量分数的下降（至 8.46%），不但晶粒细，且在各种中间退火和压下率下，钢几乎呈现不同程度的磁性，此时钢的强化归因于滑移强度和组织强化两种形式的组合。

3) 增加钢中的镍（质量分数）（到 10.91%），而碳质量分数仍维持在低水平时（0.1%），钢的组织为稳定的奥氏体，力学性能合格的几率显著变小。只有在 1 050℃进行固溶处理（水淬），才出现合格的边界数据。

4) 供作冷轧钢用的 1Cr18Ni9 型钢的化学成分最佳区间见表 13.12-4。

表 13.12-4 1Cr18Ni9 型钢的化学成分最佳的区间（质量分数） %

C	Cr	Ni	Si	Mn	Ti
0.08 ~ 0.12	17.0 ~ 17.8	8.0 ~ 8.7	0.3 ~ 0.5	~ 1.5	0.2 ~ 0.3
0.12 ~ 0.14	17.0 ~ 17.8	8.0 ~ 8.7	0.3 ~ 0.5	~ 1.5	—

上述成分不但力学性能达标（$\sigma_b \geq$ 1 150 MPa、$\delta \geq$ 8%），同时也节约了镍、铬元素。

5) 钢中的硫、磷含量应尽量降低到技术上允许的范围（例如硫质量分数≤0.01%，磷质量分数≤0.02%），这有利于冷轧钢带韧性的提高。

1.2 合金元素在马氏体不锈钢中的作用

1.2.1 铬的作用

铬是铁素体形成元素。马氏体铬不锈钢中，铬与碳的交互作用使钢在高温时具有稳定的 γ 相区或 α + γ 相区。为了使钢在淬火后产生马氏体相变，铬和碳之间存在着一个相互依存关系。1Cr13 ~ 4Cr13 马氏体铬不锈钢就体现了这种关系。

在马氏体不锈钢中，铬含量对淬透性没有影响。铬含量对低碳 Fe-Cr 合金在退火态的强度随铬含量的增加而提高。

随着钢中铬含量的增加，耐大气腐蚀性增加，铬的临界质量分数≥12%，马氏体铬不锈钢的不起皮温度为 700 ~ 850℃。

1.2.2 镍的作用

镍扩大铬不锈钢的 γ 相区和 α + γ 相区，有可能使低碳的铬不锈钢具有淬火能力或者由于镍的存在可使低碳（碳质量分数 < 0.15%）马氏体铬不锈钢的铬含量向更高水平推移（例如 1Cr17Ni2 马氏体铬镍不锈钢）。镍含量在马氏体铬镍不锈钢中又不能太高，否则由于它扩大 γ 相区和降低 M_S 温度的双重作用而使钢变成奥氏体而不能淬硬。

镍又是合金元素中降低钢中 δ-铁素体效果最好的元素，钢中铁素体含量降低不但使钢硬化作用加强，同时也消除了钢纵、横力学性能（主要是韧性）的不均匀性。

镍可以提高马氏体铬镍不锈钢的淬透性和淬硬性，同时还可以提高马氏体不锈钢的回火稳定性。

镍促进马氏体不锈钢的马氏体相变，改善钢的力学性能。

镍提高铬不锈钢的脆化倾向，改善了钢在还原性介质中的耐蚀性。

1.2.3 钼的作用

在马氏体镍铬不锈钢中，钼增加回火稳定性并强化二次硬化效应。钼的加入形成了细小的密排立方 M_2X 相，增加二次硬化效应，在过时效的情况下，由于 M_2X 相具有极高的稳定性，减缓了由 $M_{23}C_6$ 碳化物取代的过程，使钢的回火稳定性增加。在该类钢中通常钼质量分数为 0.5% ~ 4.0%，过量的钼将促进钢中形成 δ-铁素体而对钢的横向塑性有不利的影响。

钼对马氏体铬镍不锈钢在还原性酸中的耐蚀性也有好的作用。钼对钢的抗氧化性无益。

1.2.4 钨的作用

钨是铁素体形成元素和强碳化物形成元素。钨在马氏体不锈钢中的作用和钼相似，主要用于增加钢的回火稳定性、红硬性和热强性。

钨能提高马氏体不锈钢高温蠕变抗力，当与钼复合应用时效果更加显著，在较高温度下，钨对钢的抗氧化性有害。

1.2.5 钒的作用

钒是铁素体形成元素，它和碳、氮、氧都有极强的亲和力，形成极为稳定的化合物。

钒在马氏体不锈钢中的主要作用是：增加淬火钢的回火稳定性，并产生二次硬化效应。由于钒能细化钢的组织，提高了钢晶粒粗化温度，从而降低了钢的过热敏感性。

在马氏体不锈钢中，钒形成高度弥散分布的碳化物（V_4C_3）和氮化物（VN）微粒，这种微粒即使在较高温度下聚合长大也很缓慢，因而可以增加钢的热强性以及对蠕变的抗力。在马氏体铬不锈钢钒质量分数一般在 0.15% ~ 0.4%

之间。

1.2.6　碳和氮的作用

在马氏体铬镍不锈钢中，随着碳含量的增加，钢的强度和硬度增加，塑性、韧性、耐蚀性和焊接性变坏，为了使钢的强韧性、耐蚀性和焊接性有良好的配合，钢中的碳质量分数一般都在0.2%以下。

氮对强韧性的影响与碳类似，但氮对钢的耐蚀性无害，在某些情况下，反而有利，氮对马氏体不锈钢的强化作用一般大于碳。

1.2.7　钴的作用

钴在钢相变过程中不仅提高钢的临界温度 A_{c1} 及 A_{c3}，而且也提高 A_{r1} 及 A_{r3}，钴在钢中是提高钢 M_S 点的元素。

钴绝大部分固溶于奥氏体或铁素体当中，因而无论是室温或是高温都强化基体。当残余奥氏体溶解了很多能够形成碳化物的元素时，在回火过程中，钴不仅阻抑、延缓特殊碳化物的析出，而且还有阻止析出相聚集的作用。因此在回火或使用过程中含钴钢中所析出相的微粒要比不含钴钢的细，聚集程度小、聚集过程的时间长，所以钴能使钢的热强性和高温硬度都有显著的提高。

1.3　合金元素在沉淀硬化不锈钢中的作用

1.3.1　合金元素在奥氏体沉淀硬化不锈钢中的作用

（1）铬和镍的作用

强化钢中含约质量分数为13%～16%Cr及25%～30%Ni，这就保证钢有足够的耐蚀性、不锈性和抗氧化性，保证钢在强化后仍为非常稳定的奥氏体组织，这是该钢具有好的高温性和超低温性的基础。另外钢中足够的镍含量是 Ni_3Ti 强化的前提。

（2）钼和钒的作用

钢使15Cr～26Ni钢长时持久强度增加，而钒却使长期持久强度出现下降，添加质量分数为2%Mo使钢冲击吸收功降低并促进加热脆化，加钼使钢持久强度增加的原因是γ相稳定化的结果。在650℃所发现的时效脆性，在高钼钢中主要是由于χ相（$Fe_{18}Cr_6Mo_3$）的晶界析出物引起的。

（3）钛、铝的作用

钛质量分数为1.9%的A-286钢大锻件中的倒“V”形偏析使200℃以下的拉伸塑性及整个应变范围内大于1%的高应变一侧的低周疲劳强度降低，对蠕变断裂及高周疲劳强度没有影响。当钛质量分数1.4%时对室温的拉伸塑性没有影响，当钛质量分数≤1.6%时则对室温低周疲劳强度没有影响。

对11Cr～20Ni钢来说，钢的时效硬度随Ti+Al量和Ti/Al比的增加而增加。Ti/Al比高的钢时效硬化虽快，但长时间时效后钢的硬度下降很多。700℃钢的抗拉强度和屈服强度随Ti+Al量的增加而增加，但对Ti/Al比的增加来说，则出现上升的饱和。732℃/100 h钢的蠕变断裂强度也随Ti+Al和Ti/Al比的增加而增加。此钢的最佳钛质量分数为2.75%，铝质量分数为0.24%。

（4）磷和碳的作用

退火后用磷强化奥氏体沉淀硬化不锈钢：例如HNM（磷质量分数为0.25%）、HTX（磷质量分数为0.2%）及17-10P（磷质量分数为0.28%）等的抗拉强度随磷含量的增加而增加，但伸长率却有所下降。所以钢中的磷的质量分数一般为0.2%～0.3%。磷的强化作用主要是固溶强化。

用磷强化的钢由于热脆，所以焊接困难，但磷质量分数<0.2%的薄板，可成功地焊接。上述钢的钎焊均无困难。

由于在该类钢中磷在晶界偏聚，所以对耐蚀性有害。

奥氏体钢中碳化物沉淀多集中在晶界，尤以碳含量低时，这样使碳化物沉淀硬化效果不大。为了使碳化物在奥氏体晶界内沉淀均匀，需把碳质量分数提高到0.3%～0.4%并添加质量分数为0.2%～0.3%P，这样可使碳化物得到均匀沉淀，此时析出碳化物为 $M_{23}(C+P)_6$，从而得到明显强化，这就是HNM（30Cr18.5Ni9.5Mn3.5P0.25）及HTX（45Cr21Ni8Mn8Mo1.5P0.2）钢强化的原因。

（5）硅、锰的作用

在Si质量分数≤1.0%、Mn质量分数≤2.0%的情况下，硅、锰对钢的室温力学性能的影响不很显著，同样夏比冲击值也不随钢中硅、锰含量而有大的变化，但在硅、锰含量较低的场合下，还稍有降低的趋势。

1.3.2　合金元素在半奥氏体沉淀硬化不锈钢中的作用

（1）铬、镍的作用

更准确说是铬、镍含量和铬镍当量的作用。

钢中的铬首先要保证钢具有良好的不锈性、耐蚀性和抗氧化性，一般要Cr质量分数≥13%（在质量分数为0.1%C的情况下）。镍对钢在还原介质中的耐蚀性有好的作用。镍对钢的韧性（特别是低温韧性）和塑性明显改进。铬、镍当量的配合要使钢的 M_s 点略低于室温，以便在固溶后，钢为奥氏体组织，通过调整处理，M_s 点在室温以上，冷却后变为马氏体组织。

铬、镍是奥氏体稳定化元素，常见的奥氏体稳定化元素及其相互间的效应，以镍为参考物如表13.12-5。

表13.12-5　常见的奥氏体稳定化元素及其相互间的效应（以镍为参考物）　%

镍	氮	碳	锰	铜	铬
1.0	20.0	30.0	0.5	0.6	0.8

（2）钼的作用

当钼含量较低时形成复合渗碳体［$(FeMo)_3C$］、钼含量较高时形成MoC、Mo_2C等。钼的金属间化合物有 Ni_3Mo、Fe_2Mo、σ相、Laves相以及χ相等。细小、弥散、均匀分布的钼的金属间化合物是高强度不锈钢中的重要强化相之一。

钼在沉淀硬化不锈钢中是重要的强化元素，主要作用有：

1）对钢起强化作用。有固溶强化作用，但主要是沉淀硬化作用，既能提高室温强度，也能明显提高高温强度；

2）提高钢的耐蚀性，特别是提高钢在还原介质中（特别是含氯离子介质中）的耐点蚀性、耐缝隙腐蚀性、耐应力腐蚀性以及耐腐蚀疲劳性等；

3）提高钢的回火稳定性。

（3）铜的作用

铜是奥氏体形成元素，能扩大γ相区，但在铁中的溶解度不大。

在沉淀硬化不锈钢中，铜的主要作用是形成富铜的ε相而引起强化效应。硬化效应大约有80DPN（硬度）。

铜可以改进不锈钢的耐蚀性，特别是改进钢在还原介质中的耐蚀性。由于铜离子有巨毒，所以在海洋中可以防止海洋生物附着而增加钢的耐海水腐蚀性。

（4）铝的作用

铝是强烈缩小γ相区的元素，它与氧和氮有很大的亲和力。

铝提高钢的抗氧化性、在特定介质中的耐蚀性并且能细化钢的晶粒。

在沉淀硬化不锈钢中，铝是最重要的强化元素。细小、弥散、均匀分布在晶界、位错上的金属间化合物，例如NiAl等都是有效的沉淀硬化相，对钢有明显的强化作用。0Cr17Ni7Al、PH15-7Mo、PH14-8Mo等都含有质量分数约为1%Al，铝的强化作用大约增加900～1 000DPN。

(5) 钛的作用

钛是强铁素体形成元素，性能极其活泼，与氧、氮、碳等有极强亲和力。

TiC在1 000℃以上才缓慢溶入固溶体，因而有阻止晶粒长大的作用。TiC的形成阻止碳化铬析出，消除或减轻不锈钢的晶间腐蚀。

当钢中有足够钛时（Ti质量分数为0.5%～1.0%），可形成NiTi金属间化合物析出相，和铝一样对沉淀硬化不锈钢起强化作用。

(6) 铌（钽）的作用

作用与钒、钛相似，碳化物是NbC（TaC）及Nb_2C（Ta_2C）。铌的主要作用是细化钢的晶粒并提高钢的耐晶间腐蚀性。

(7) 钴的作用

钴在铁中可形成连续固溶体。钴是升高钢M_S点的合金元素，对控制相变高强度不锈钢显得更为重要。钴在马氏体不锈钢中主要起固溶强化作用。当沉淀硬化不锈钢中含有钼时，可以提高其二次硬化效果，可能原因是钴的加入降低了含钼金属间化合物在基体中的溶解度，从而促进了金属间化合物的析出，促进了二次硬化效应的结果。

1.3.3 合金元素在马氏体沉淀硬化不锈钢中的作用

(1) 碳、镍、铜在17-4PH钢中的作用

碳和镍都使固溶体硬度降低，但碳作用更显著，但C质量分数≥0.12%时硬度变为恒定值。Cu质量分数为3%～4%，对固溶硬度变化影响不大，对固溶温度的影响也较小。

对Cu质量分数≤4%钢，由于绝大部分为马氏体，残余奥氏体的分解及富铜相析出在500℃以下进行。当Cu质量分数=4%，钢中碳和镍高时，由于奥氏体变得较稳定，为了使这样多的残余奥氏体分解，在650～850℃中间温度进行处理后，再进行时效。

(2) 钛、硅的作用

对Cr14Ni7钢来说，当Si质量分数=0.7%～3.0%时，时效后硬度随硅含量增加而增加；Si质量分数>3%则增加趋势变缓；Si质量分数<0.7%时，对硬度几乎没有影响。

含钛及硅的马氏体不锈钢（Cr14Ni7系）析出物是与基体共格的G相（$Ni_{16}Ti_6Si_7$）。硅含量低的G相为亚稳定相，$Ni_3Ti\eta$相为稳定相，钢表现出明显的时效硬化（480℃时效）是由于G相的析出。当Ti为0.38%～0.46%（摩尔分数）时，硅含量越高，时效硬化速度愈快。钛与大于质量分数为2%Si复合加入钢中比钛单独加入不仅具有较高的强度，而且还保持良好的韧性，这是由于钛单独加入钢中容易在晶界上析出η相（Ni_3Ti）金属间化合物，复合加入使G相不在晶界析出。

(3) 铜、钼、钴的作用

研究钢号为Cr13Ni4.5Cu4系，发现通过同时加入时效硬化元素铜和钼所得到的时效硬化值比期望由各元素单独添加的时效硬化值还要低的趋势，这与过去所得到溶质原子相互作用的叠加效果不同。

在Cr14钢中，用钼（质量分数约3%）、铜（质量分数约5%）和钴（质量分数为10%～20%）强化，在500℃时效后钢可以具有很高强度（σ_b约1 800 MPa、$\delta \geq 10\%$）。同时具有良好耐蚀性。

(4) 铝和氮的作用

对0Cr13Ni8Mo2Al钢来说，在Al质量分数为0.8%～1.2%范围内随着铝含量增加则强度增加，在550℃×6 h时效后强度增加170 MPa，保温时间越长，强度变化越大，但夏比冲击功随铝增加有减小趋势。

钢中氮对夏比冲击功影响更为显著，随着氮含量下降，夏比冲击吸收功陡峻上升，主要是AlN降低钢的洁净度而导致韧性下降。

(5) 镍和铌的作用

研究钢号为AFC77（15Cr14Co13Mo5）和AFC260（0Cr15Co13Mo4Ni2Nb）。AFC77中加入质量分数为0.13%～0.22%Nb能导致奥氏体晶粒细化，加入质量分数为1%Ni导致427～538℃回火时残余奥氏体增加。AFC260钢由于增加了质量分数为0.22%Nb和1%Ni在427～482℃回火后，钢的伸长率增加，看来是由于应力引起奥氏体向马氏体的转变，容易延迟缩颈，使该钢的强韧性配合更好。

1.4 合金元素在时效不锈钢中的作用

1.4.1 合金元素在马氏体时效不锈钢中的作用

(1) 铬、镍的作用

为了在室温得到完全的马氏体组织，在已发表的高强度马氏体不锈钢中，（Cr + Ni）之和似乎是一个常数（见表13.12-6），即介于20%～22%之间。

表13.12-6 相关钢号中铬、镍及铬+镍 %

典型钢号	Cr	Ni	Cr + Ni
17-4PH	17	4	21
15-5PH	15	5	20
PH13-8Mo	13	8	21
PH15-7Mo	15	7	22
PH14-8Mo	14	8	22
Custom455	12	8	20
In736	10	10	20
03X11H10M2IOT	11	10	21

在实际应用中常用铬当量和镍当量研究所有合金元素对钢组织的影响（借助相图），但是由于问题的复杂，很多镍、铬当量的经验公式有不小的差别。下面是Л.Н.Бацдула的研究结果。

$$Cr_{当量} = Cr\% + Mo\% + 1.5Si\% + 1.5V\% + 0.8W\% + 0.5Nb\% + 4Ti\% + 3.5Al\%$$

$$Ni_{当量} = Ni\% + 20C\% + 0.1Mn\%$$

(2) 镍、钴和钼的作用

在00Cr12.5Ni0～12Co0～20Ti0～1.0钢中，为了淬火后得到马氏体组织，钢中各元素应保持一定比例。钼质量分数不宜大于5%。当Ni质量分数大于3%时，钢中添加的钛和或铝总和不得大于质量分数为0.8%～1.0%。镍和钴既能抑制χ相［$(FeCo)_{34}Cr_{12}Mo_4$，能使钢脆化］或δ-铁素体的形成，又能保证淬火后形成单相组织。在00Cr9Ni10Mo3钢中，当钴含量w_{Co}由0提高到10%，经过时效后在钢具有良好塑、韧性情况下，钢的强度从1 220 MPa增加到1 380 MPa，此时钢的抗氢脆能力没有变化。在00Cr13Ni7Mo2Ti0.5钢中加入质量分数为3.5%～15%Co，则钴抑制δ-铁素体的能力为镍的0.7倍，每质量分数为1%Co使钢的M_S下降5℃。钴的质量分数≤5%可防止钢的耐蚀性下降，含质量分数为8%及15%Co的钢由于析出χ相从而降低钢的耐蚀性。

(3) 钛和铝的作用

在00Cr11Ni10Mo2钢中添加质量分数为0.20%Al和0.25%Ti，时效后强度可提高约196 MPa；仅含质量分数为0.25%Ti的钢，强度增加49～98 MPa。质量分数为0.20%Al和0.25%Ti可使钢具有良好强度和韧性的配合，这就是美国In736钢中铝和钛选择的主要依据。在此钢中钛质量分数可

以达到1%，此时钢的强度可以提高到1 600 MPa而且还有一定的韧性，此钢在工程上也得到广泛应用。

（4）铍和钛的作用

00Cr12Ni8钢中添加质量分数为0～1.03% Ti或0～0.55% Be时可以看到，添加少量的铍钢强度大幅度增加，但韧性下降，特别是缺口韧性。铍比钛具有更强的硬化效果。00Cr12Ni8Be0.13钢经时效后屈服强度达到1 370 MPa，缺口强度比值为1.53，夏比V形缺口冲击吸收功为31 J。

铍的时效强化相为NiBe，在马氏体基体内析出。铍有毒，生产时要进行防护。

（5）硅和锰的作用

对00Cr10Ni10Mo2Al0.3Ti0.2钢中含硅（质量分数为0.07%～0.41%）、锰（质量分数为0.10%～0.48%）钢进行了研究，随硅含量的增加，强度略有增加，δ、ψ 变化不大，而冲击韧性有下降趋势，据此一般均把钢中的硅含量和锰含量控制在质量分数≤0.1%以下，而且越低越好。

1.4.2 合金元素在铁素体时效不锈钢中的作用

（1）铬的作用

在氯化物介质中，耐蚀钢中铬质量分数一般为22%～29%，而25%Cr居多。铬通过固溶强化还可提高钢在室温下的屈服强度。

真空冶炼的不锈钢（C质量分数≤0.015%、N质量分数≤0.01%、O质量分数≤0.001%），其冲击韧性随铬含量的增加而增加，当Cr含量为26%时达到最大值（A_{KV}为136 J）。

（2）钼的作用

钼不但提高耐海水的均匀腐蚀性，特别是提高其耐局部腐蚀性，钼的作用比铬大3.3倍。

有数据表明，即使钢中铬含量再高（例如Cr质量分数≥25%），如果Mo质量分数≤2.5%，则钢在海水中的耐蚀性也不再提高。

钼使不锈钢敏化向较长时间方向移动，因而延迟敏化。当Mo质量分数≥6%（最少4% Mo）时钢不出现敏化现象，而且铁素体不锈钢中所允许的间隙元素含量水平可以增加而不危害其有关性能。

钼在铁素体不锈钢中，时效后可能析出 σ 相、χ 相、Ni_3Mo、Fe_2Mo 等，从而可以提高钢的强度，同时降低钢的塑性及韧性，耐蚀性也会降低。

（3）镍的作用

镍可以提高铁素体不锈钢在海水中的均匀腐蚀性和钢在高温处理后的韧性。

在00Cr25Mo3钢中添加微量镍还可使强度上升、伸长率下降，同时使钢脆性转变温度升高。

在00Cr26Mo4钢中添加质量分数为4%镍可改善钢的韧性，特别是大锻件的韧性和耐蚀性。

在钢中有钛、铝、钼存在的情况下，根据镍含量的高低不同，有可能形成 Ni_3Ti、Ni_3Mo、Ni_3Al 以及NiTi、NiAl等金属间化合物强化相，从而提高钢在时效态的强度，同时降低钢的塑性，当然耐海水腐蚀性也有所降低。

（4）铜的作用

铜可以提高钢在海水中的电位从而提高耐蚀性，又因铜离子极为有毒，可以大幅度降低海洋生物的附着性，改善了由于海洋生物附着而引起缺氧，从而提高钢的耐局部腐蚀性。

在00Cr17和00Cr26铁素体不锈钢中析出硬化相以铜效果最好。利用ε-Cu富铜相的弥散析出可控制轧制的集合组织。

当钢中Cu质量分数低于0.4%时，析出相的数量不足以进行有效强化，太高（例如Cu质量分数等于4.0%）则损害钢的热脆性，同时对室温脆性也有很大影响。

（5）钛（铌）的作用

加入钛、铌的目的在于有效防止铁素体不锈钢在等温热处理和焊后的晶间腐蚀，为此钛的加入量为（6～10）×（C+N），而铌为（8～11）×（C+N）（质量分数）。

铌在沸腾硝酸中耐晶间腐蚀效果比钛好。

铌和钛的加入阻止焊后钢的室温塑性恶化，同时钢中间隙元素（C+N）含量水平也可以允许大大增加，给生产带来方便。

在退火后，钛提高钢的韧脆性转变温度与它的间隙元素含量有关。稳定化元素钛、铌等在减少高温处理时间隙元素对钢抗冲击性的有害影响方面是有用的。

对00Cr26Ni6Mo4Cu1钢来说，Ti质量分数在0.52%～0.82%之间，钢的强韧性配合较好。

（6）硅、锰的作用

硅和锰的含量不希望太高，否则影响钢的塑性和韧性。一般分别控制在质量分数≤0.5%。

1.5 相变诱导塑性不锈钢

钢中合金元素的作用与下面3个因素有关。

1）奥氏体的稳定性　奥氏体的稳定性通常以镍当量表达，随着镍当量的减少，M_S 点升高，为了使TRIP现象能在室温发生，钢的 M_S 应略低于室温。

2）马氏体的形态　合金元素不仅改变马氏体的惯习面和相变行为，而且改变马氏体形态，Fe-Cr-Ni或Fe-Mn-C钢呈板条马氏体和ε-马氏体，这正是TRIP所需要的。

3）M_S 点与 M_d 点之间的温度差　Fe-Cr-Ni系和Fe-Mn-C系的 M_S 点与 M_d 点间的温度差很大，因此由于TRIP表现出高的伸长率的温度范围比Fe-Ni-C系要大。

也有人指出，镍、锰的添加是用来调节 M_S 点；碳、钼是用来提高形变热处理的效果；钼、硅元素的添加是用来强化奥氏体；碳的添加是用来强化马氏体。

2 高强度不锈钢的成形和加工

2.1 高强度不锈钢的热加工

2.1.1 加热

高强度不锈钢的导热性差，所以必须缓慢加热，否则有产生裂纹的危险，预热期的温度一般低于800℃或更低。

加热时间不宜过短，否则在没有烧透的情况下进行热加工易于开裂；加热时间，特别是保温时间也不应太长，特别是在加热温度偏高的情况下，容易过热，晶粒粗化使钢的热塑性下降，增加锻造困难。

2.1.2 热加工制度

（1）冷作硬化奥氏体不锈钢

热加工性良好。加热温度为1 160～1 200℃，热加工温度为1 180～900℃，空冷。

（2）马氏体不锈钢

1Cr17Ni2钢锻造温度范围为1 175～825℃，锻后应缓冷；1Cr11Ni2W2MoV钢锻造温度为1 180～850℃，锻后需缓冷；1Cr12Ni2WMoVNb钢的锻造温度范围为1 160～900℃，锻后炉冷或热灰中冷却；18Cr3Ni2W3Mo钢锻造温度为1 175～925℃。

（3）沉淀硬化不锈钢

1）奥氏体沉淀硬化不锈钢　A-286（0Cr15Ni25Ti2MoAlVB）钢：锻造开坯加热温度为1 100℃，停锻高于950℃。棒材及型材加热温度为1 080～1 140℃，停锻温度高于900℃。30Cr20Ni9Mo1.5W1NbTiCu（19-9DL）钢锻造温度为1 175～650℃。13Cr21Ni20Mo3W2.5Co20NbN（N155）钢锻造温度为1 175～955℃。

2）半奥氏体沉淀硬化不锈钢　0Cr17Ni7Al钢最高加热

温度为 1 150℃（钢锭装炉温度 < 600℃），锻造温度为 1 100～950℃，锻后空冷。0Cr15Ni7Mo2Al 钢锻轧温度为 1 160～900℃，锻后空冷。1Cr16.5Ni4.5Mo3N（AM350）钢锻造温度为 1 175～（925～980）℃。13Cr15.5Ni4.5Mo3N（AM355）钢的锻造温度同与 AM350 相同，但预热温度为 870℃。05Cr14Ni8Mo2.5Al0.3 钢锻造温度与 0Cr15Ni7Mo2Al 钢相同。

3）马氏体沉淀硬化不锈钢　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的热加工性比 0Cr17Ni7Al 钢差些，主要表现为锻造温度区间较窄，并且要求较高的停锻温度（开锻温度为 1 175～1 230℃，停锻温度为 1 010℃），但只要控制加热温度下的 δ-铁素体含量体积分数不超过 10%，则钢的热塑性尚好。对尺寸较大或形状较复杂的部件，热加工后应及时回炉加热到原加热温度并缓慢冷却。

05Cr13Ni8Mo2.2Al1.2 钢的锻造温度为（1 175～1 205℃）～955℃。07Cr15Ni5Cu3.5 钢的锻造温度为（1 175～1 205℃）～1 010℃。

2.2　高强度不锈钢的冷成形

2.2.1　冷作硬化奥氏体不锈钢

钢在全硬及特硬状态，冷变形操作受到很大限制，但仍可承受轻度的成形工艺，例如弯曲半径大的工艺处理或半硬及 3/4 硬状态的钢板（带）曾用拉伸法制成导弹的头部。

2.2.2　沉淀硬化不锈钢

（1）奥氏体沉淀硬化不锈钢

本类钢在固溶态屈服强度很低，延展性很高（$\delta \geqslant 45\%$），因此成形性十分良好。但由于冷变形会提供有用能量增加时效时沉淀硬化的能力，因此变形量大的地方在更低的时效温度即可沉淀硬化，如果冷变形操作不均匀，为了避免时效后的力学性能不均匀性，在时效前成形的工件先经过退火后再进行时效；另一措施为 855℃/16 h 过时效，然后再 704℃/16 h 时效，这样在 855℃ 处理时承受成形应变最大的地区就先过时效，因而使 704℃ 的时效可以得到较均匀的结果。0Cr15Ni25Ti2MoAlVB 钢在冷变形 20% 后可在 649℃/16 h 得到最大的室温强度。

（2）半奥氏体沉淀硬化不锈钢

该类钢在固溶后为奥氏体，而其奥氏体不如一般奥氏体不锈钢那样稳定，但仍具有奥氏体不锈钢易成形的许多工艺上的独特优点。

0Cr17Ni7Al 钢的冷加工硬化倾向大，因此在冷轧或冲压时，宜于采用少道次大压下量及多次中间固溶处理的方法，冷加工成品宜在保护气氛中进行固溶处理。固溶状态钢具有良好的冷加工性能。

0Cr15Ni7Mo2Al 钢的冷加工性基本上与 0Cr17Ni7Al 钢相似。

AM350（0Cr16.5Ni4.5Mo2.8N）及 AM355（0Cr15.5Ni4.5Mo2.8N）钢能够迅速加工硬化，故承受较大变形量需中间退火。

（3）马氏体沉淀硬化不锈钢

由于固溶状态为马氏体组织，所以即使在过时效状态下，延展性仍不能满足冷作深变形的要求。所以 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢一般只供应棒、板、线、钢坯与铸件，冷轧薄带有一定困难。因 Stainless W（1Cr17Ni7TiAlN）不含铜，在过时状态下允许适度的冷作成形，因此可供应薄板与钢带。Stainless W 的最大成形性可在固溶后或过时效状态下获得，然而在成形时由于低的伸长率限制了变形量。该钢在固溶状态下具有的冷变形能力相当于 1/2 硬化的 AIS302 型钢的冷变形能力。如果变形量过大，则应多次拉拔并经中间退火，可获得最大的塑性。

2.2.3　马氏体不锈钢

1Cr17Ni2 钢冷冲压性能良好，极限拉伸系数为 1.196～2.02，工作拉伸系数为极限拉伸系数的 85%～90%。当采用极限拉伸系数进行拉伸时，材料约减薄 10%～12%，而采用工作拉伸系数拉伸时，材料约减薄 8%。极限卷边系数为 1.46～1.74。制造平面零件时的压出系数为 0.45，工作压出系数为 0.32。

1Cr11Ni2W2MoV 钢的极限拉伸系数为 2.15，工作拉伸系数为极限拉伸系数的 85%～90%。

1Cr12Ni2WmoVNb 钢冷加工性能良好。

4Cr10Si2Mo 钢的冷成形性能差。

在退火态钢管可以在一定程度被弯曲、扩口。由于其 *A* 及 *Z* 低，变形困难，不能供应 AISI440C（10Cr17Mo）冷轧钢管。

2.2.4　马氏体时效不锈钢

马氏体时效不锈钢在固溶态为超低碳马氏体，具有很高的延性和塑性，对冷加工硬化不太敏感，具有良好的冷加工性。

00Cr10Ni10Mo2Ti 钢冷轧带时每道次压下量可达 10%～20%，一次固溶后总压下量可达 80% 以上，例如 3.2 mm 坯料可中间不经过固溶处理加工到 0.3 mm 的冷轧带，该钢带经固溶处理后可以深冲成非常复杂的零部件。

00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢在固溶状态下，可以进行拉丝及冷成形等工艺，冷作硬化倾向很小（60% 冷拉，HRC 从 31 增加到 37）。由于该钢具有局部延伸倾向，所以在深拉伸及类似的加工时需要中间退火。对于冷拉、冷拔工艺因冷作硬化倾向小，一般不需要中间软化处理。

2.3　高强度不锈钢的切削加工

关键在于选择合适的切削速度和进刀量以及使用刀具的形状和润滑剂种类。

2.3.1　车削高强度不锈钢的单刃刀具结构

车削高强度不锈钢的单刃刀具结构见表 13.12-7。

表 13.12-7　车削高强度不锈钢的单刃刀具结构

材　料			马氏体不锈钢		PH 不锈钢	超高强度钢
HB			135/200	200/245	150/440	225/425
高速钢和铸态合金刀具		BR	0°	0°	0°	0°
		SR	15°	15°	15°	8°
		ER	6°	5°	5°	6
		SRF	6°	5°	5°	6°
		ECEA	5°	5°	5°	5°
硬质合金刀具	铜焊	BR	0°	0	0°	0°
		SR	6°	6°	6°	6°
	嵌镶	BR	-5°	-5°	-5°	-5°
		SR	-5°	-5°	-5°	-5°
		ER	5°	5°	5°	5°
		SRF	5°	5°	5°	5°
		ECEA	5°	5°	5°	5°

注：BR（Back rake）纵向前角；
SR（Side rake）横向前角；
ER（End relief）主后角；
SRF（Side relief）副后角；
ECEA（End cutting edge）副切削刃。

2.3.2　用高速钢刀具切削高强度不锈钢的切削加工参数

表 13.12-8 是采用高速钢刀具切削高强度不锈钢的切削加工参数。

表 13.12-8 切削高强度不锈钢时的切削加工参数

加工方式			切削加工操作	纵向加工对称车削
不锈钢的种类	403，405，410，430		表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	28.96 (95)
			进给量/m (ft)	0.001 22(0.004)
	414，420，431，440A，440FSe		表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	22.86 (75)
			进给量/m (ft)	0.001 1 (0.003 5)
	440B，440C		表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	19.81 (65)
			进给量/m (ft)	0.001 1 (0.003 5)
	CRI	退火 260HB	表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	24.38 (80)
			进给量/m (ft)	0.001 4 (0.004 5)
	15-5PH，17-4PH，17-7HP，17-14CuMo	退火 150 ~ 250HB	表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	16.76 (55)
			进给量/m (ft)	0.001 1 (0.003 5)
	AF-71，AFC-77，AM362，AM350	淬火 275 ~ 325HB	表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	15.24 (50)
			进给量/m (ft)	0.001 1 (0.003 5)
	AM355，Custom455，HNM	淬火 325 ~ 375HB	表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	13.72 (45)
			进给量/m (ft)	0.000 9 (0.003)
	PH13-8Mo，PH14-8Mo，PH15-7Mo，StainlessW	淬火 375 ~ 440HB	表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	12.19 (40)
			进给量/m (ft)	0.000 8 (0.002 5)
	18-2FM		表面/m·min⁻¹ (ft·min⁻¹)	67.06 (220)
			进给量/m (ft)	0.001 8 (0.006)

2.3.3 高强不锈钢切削加工的经验及加工后的清洗与钝化

(1) 高强不锈钢切削加工的经验

1) 刀具要有正确的前角、后角、表面要光滑平整，刀锋要锋利；

2) 切削时要避免停顿、摩擦、打滑以及加工硬化，即要进行正确的切削；

3) 根据不同的钢种，选择最佳的进给量；

4) 加工过程中避免过热，提高刀具寿命并减少材料性能恶化；

5) 当加工材料变换时，一定要重新刃磨刀具；

6) 采用所推荐的每分钟表面进给量；

7) 在机床功率负荷 75%的范围内进行切削；

8) 尽量使用便于散热和刚度大的大型刀具；

9) 切削过程中必须使用切削液。对于强力切削和套丝(螺纹)、攻丝操作，应采用高浓度的混合配比。

(2) 高强度不锈钢切削后的清洗与钝化

1) 在切削后先清洗掉油脂，再进行钝化；

2) 对 Cr 质量分数≥17%以上的 400 系不锈钢（马氏体不锈钢和铁素体不锈钢）可在 54 ~ 70℃的 20% ~ 40%（体积分数）的 HNO_3 水溶液中浸泡 30 ~ 60 min。如果温度低于 43 ~ 54℃，还可以 Cr 质量分数≤17%的 400 系不锈钢；

3) 15% ~ 30%（体积分数）的 HNO_3 + 2%重铬酸钠水溶液，在 43 ~ 54℃用来钝化 400 系高碳热处理类马氏体不锈钢，时间为 30 min;

4) 其他高强度不锈钢可以根据钢中铬含量参照上述钝化溶液浓度及浸泡时间进行选择。

2.4 高强度不锈钢的焊接

所有高强度不锈钢均可使用焊接不锈钢的各种焊接方法进行焊接，但因各类高强不锈钢的成分、组织、力学性能、物理性能不尽相同，焊接性也不同，焊接方法和工艺也有区别。

2.4.1 冷作硬化奥氏体不锈钢

易于焊接，可用焊接不锈钢所有的焊接方法进行焊接，但焊缝附近母材强度因焊热而下降，补救有效措施是加强焊缝，例如用复板点焊法来加强焊缝，可达到近 100%焊接效率。此法系在焊缝区两面加一宽为 75 ~ 100 mm 的薄板覆盖与焊缝上加以点焊。亦有在焊后使焊缝金属重受冷轧，可使焊缝效率达 50% ~ 60%。

2.4.2 马氏体不锈钢

可以在退火、淬火以及回火状态下进行电弧焊接。焊接在靠近焊缝处形成淬硬和马氏体区。热影响区的硬度取决于基体碳含量。随着硬度提高，韧性降低对裂纹开裂敏感。预热和焊道间温度的控制，是防止裂纹最为有效的措施，为获得最佳性能，要求焊后进行热处理。

标准的马氏体不锈钢可用光焊丝和药皮焊条。也常常使用奥氏体填充金属。例如 1Cr17Ni2 钢可用 AISI308、308、310 等。

马氏体不锈钢也可以使用电阻焊。

2.4.3 沉淀硬化不锈钢

(1) 马氏体沉淀硬化不锈钢

这类钢可算作容易焊接的钢，可用通常奥氏体不锈钢的焊接工艺，对裂纹不敏感，无需进行预热。如果不要求焊接接头强度与母材相当，可选奥氏体填充金属，否则选用与母材相近的成分。多道焊缝对相同热处理反应很不一致，退火可消除这些不一致性。0Cr17Ni4Cu4Nb 钢在固溶、时效或过时效状态均可用任何焊接不锈钢的方法进行焊接，焊前不需预热，如果要求焊缝强度接近于时效后强度，则焊后必须重新进行固溶和时效处理。该钢也适宜于钎焊，最好的钎焊温度是固溶处理温度。

(2) 半奥氏体沉淀硬化不锈钢

通常电弧焊多在固溶状态下进行，与 AISI300 系钢具有相似的焊接性能。即使相变成马氏体后进行焊接，对裂纹也是不敏感的，因为此时组织为低碳且硬度不高的马氏体，而且塑性也不低。同时在靠近焊缝的母材中也不会出现冷裂纹，因为热影响区在焊接过程中已奥氏体化并且接头在向室温冷却时残留相当多的奥氏体。

填充金属的选择决定于对焊缝性能的要求，可以是类似基体材料，也可以是 AISI300 系奥氏体不锈钢。

不用焊条或用成分和母材相同的焊丝焊接 0Cr17Ni7Al 钢时，焊缝约含体积分数为 25%的 δ-铁素体，这可能导致热裂或淬后失去延性。焊后固溶可降低过量 δ-铁素体，但最好是改变焊丝成分（降铬、增镍）。当不加焊丝焊薄板时，最好使用体积分数为 20%氮气的保护气体，将氮引入焊缝以降低 δ-铁素体（只适用于单道焊缝）。当使用 GMAW（熔化极气体保护焊）焊接方法进行多道焊缝时，最好用氩氮混合气体避免铝的氧化，以得到满意焊接性能。

0Cr15Ni7Mo2Al 钢用同成分填充材料进行焊接，经回火

组织中含体积分数为 15% 的 δ-铁素体。不同焊条的单道焊缝使用氮气保护；多道焊缝焊接采用改进的焊丝（WPH13-7Mo 焊丝）有助于降低焊缝中形成 δ-铁素体含量。

AM350 钢不含钛、铝，因此允许使用不需要焊剂将焊缝溶池覆盖的焊接方法。AM350 钢主要是薄带材，因此主要使用保护气体钨极电弧焊。AM355 主要是棒材及中板这样厚的产品，可以采用气体钨极电弧焊、气体金属极电弧焊、涂覆焊条以及埋弧焊。

半奥氏体沉淀硬化不锈钢可以进行电阻焊，但需要严格控制焊接时间和焊接电流。

（3）奥氏体沉淀硬化不锈钢

17-10P 和 HNM 两个钢号电弧焊接时焊接性相当差，其在 1 177℃以上温度加热时，因为在晶界上析出富磷化合物，所以呈热脆性。但是用闪光焊成功焊接了 17-10P 钢，显然这是因为顶锻力足以使热脆材料以毛刺形式被挤压出去，从而形成优质的焊缝。

A-286 钢也难焊接，该钢对焊缝金属和热影响区中的晶间热裂纹特别敏感。沉淀硬化处理后或拘束度很高部件焊接时，最容易产生裂纹。采用合适的焊接工艺和技术来控制焊接热输入量，可以减少根部焊道中的裂纹和弧坑裂纹。显微裂纹（龟裂）可能出现在焊缝金属和热影响区中，必须通过适当预热和焊接热处理以及选择最合适的填充金属来控制。但厚度在 2.4 mm 以下的 A286 薄板电弧焊时，可以得到高焊接效率，截面较厚的接头比较难熔并且要求特殊的技术，例如自动焊、单道焊或焊缝背面采取冷却。

在所有的奥氏体沉淀硬化不锈钢中，铝、铌或钛可以与铁或大多数固溶元素结合在晶界形成低熔点共晶相，冷却时产生的热应力引起了晶粒分裂，从而导致表面下粗大的裂纹或微裂纹的形成，而这些裂纹难以用现行无损探伤方法发现。

该类钢多在固溶态焊接，广泛采用钨极气体保护电弧焊，特别是薄壁焊件。该钢焊接接头的设计，取决于焊接方法、用途以及选用的填充金属。

2.4.4 马氏体时效不锈钢

马氏体时效不锈钢因纯度高，碳含量低，固溶后为超低碳马氏体组织，可以用焊接不锈钢的所有焊接方法，在固溶态或时效态进行焊接。焊前不需要预热，如果要求焊缝具有良好的力学性能，焊后要进行固溶 + 时效处理。填充金属视要求力学性能而少量变化成分，更多应用和母材类似的成分。

AM362（00Cr14.5Ni6.5Ti0.25Nb0.25）钢因含钛容易在多道焊缝内造成焊缝的偏析，因此最佳的焊接性质是薄板在单一焊道的气体保护钨极氩弧焊时取得的，用于压力容器生产。

Custom455（00Cr12Ni8.5Cu2TiNb）钢用同成分按 GTAW（气体保护钨极弧焊）焊接方法进行焊接的薄板，其焊接效率为 80%，如果焊后进行固溶 + 时效处理，焊接效率可达 100%。

3 高强度不锈钢的热处理与表面处理

3.1 高强度不锈钢的热处理

3.1.1 马氏体不锈钢的热处理

（1）马氏体不锈钢的淬火

1）预热　马氏体不锈钢的预热一般在 760 ~ 790℃下完成，大而重的部件在 540℃。对同一部件既有薄又有厚尺寸、具有锐角和凹角、重型、重负荷深加工和有内应力部件一般要进行预热。

2）淬火温度、保温时间和淬火介质　淬火温度视钢号而不同，下降温度是钢要变成均匀的奥氏体，上限温度是奥氏体晶粒不应该粗化。一般淬火温度为 925 ~ 1 065℃。

在淬火温度下保温时间和淬火温度一样，因它兼顾碳化物最大溶解度有关的最大强度、耐蚀性、脱碳、晶粒长大、残留奥氏体、脆性等，因此十分重要。一般对小于 13 mm 厚度的部件，推荐保温时间为 30 ~ 60 min，对于大部分部件来说，每 25.4 mm 部件厚度要增加 30 min 或者小于 30 min。如果部件淬火后进行完全退火或者等温退火，则应适当加倍。

由于该类钢具有高的淬透性可以在油或空气中淬火。空淬时一些牌号的韧性和耐蚀性下降。大锻件空淬因冷速慢，碳化物析出对耐蚀性不利，但对复合断面或大断面，为预防变形或者淬火裂纹空淬也是需要的。

（2）马氏体不锈钢的回火

淬火后在 150 ~ 370℃区间回火是为了降低相变应力，而对显微组织或力学性能没有明显的影响。

在中间温度（370 ~ 650℃）回火是为了改变性能。例如在 400℃和 510℃之间进行回火，随着强度和硬度的增加伴随着缺口韧性的严重下降，如果回火温度是在回火区间的上限，一般是和耐蚀性的降低相符合。

回火温度的选择通常以达到所希望的力学性能为目标，见表 13.12-9。

表 13.12-9 常见马氏体不锈钢的热处理

钢号	淬火温度/℃①	淬火介质②	回火温度/℃④	抗拉强度/MPa	HRC
403	925 ~ 1 010	空气或油	565 ~ 605	760 ~ 965	25 ~ 31
			205 ~ 370	1 105 ~ 1 515	38 ~ 47
414	925 ~ 1 050	空气或油	595 ~ 650	760 ~ 965	25 ~ 31
			205 ~ 370	1 105 ~ 1 515	38 ~ 49
416	925 ~ 1 010	油	565 ~ 605	760 ~ 965	25 ~ 31
			230 ~ 370	1 105 ~ 1 515	38 ~ 49
420	980 ~ 1 065	空气或油③	230 ~ 370	1 550 ~ 1 930	48 ~ 56
431	980 ~ 1 065	空气或油③	565 ~ 605	860 ~ 1 035	26 ~ 34
			230 ~ 370	1 210 ~ 1 515	40 ~ 47
440A	1 010 ~ 1 065	空气或油③	150 ~ 370		49 ~ 57
440B	1 010 ~ 1 065	空气或油③	150 ~ 370		53 ~ 59
440C	1 010 ~ 1 065	空气或油③	≤160		≥60
			≤190		≥58
			≤230		≥57
			≤355		52 ~ 56

① 最软态选温度上限。
② 炉冷到 790℃，连续冷却速度为 15 ~ 25℃/h 到 595℃，空冷到室温。
③ 快冷到转变温度并由此冷却到室温。
④ 参见预热有关规定。

（3）马氏体不锈钢的退火

马氏体不锈钢的退火温度和工艺见表 13.12-10。

完全退火是一种代价大和浪费时间的热处理，仅适用于要进行苛刻变形的场合。AISI414 和 431 马氏体不锈钢在合理的保持时间内进行完全退火或等温退火。

等温退火用于需要最低硬度以及控制缓慢冷却设备不可得到的场合。

亚临界退火推荐用于所有不要求最低硬度的场合。

3.1.2 沉淀硬化不锈钢的热处理

（1）奥氏体沉淀硬化不锈钢

1）A-286　A-286 钢的热处理图解见图 13.12-2。

表 13.12-10 马氏体不锈钢的退火工艺

钢号	亚临界退火		完全退火		等温退火	
	温度/℃	硬度	温度/℃	硬度	温度/℃	硬度
403, 410	650 ~ 760	86 ~ 92HRB	830 ~ 885	75 ~ 85HRB	加热到 830 ~ 885 在 705 × 5 h	85 HRB
414	650 ~ 730	99HRB ~ 24HRC	不推荐			
416	650 ~ 760	86 ~ 92HRB	830 ~ 885	75 ~ 85HRB	加热到 830 ~ 885 在 720 × 5 h	85 HRB
420	675 ~ 760	94 ~ 97HRB	830 ~ 885	86 ~ 95HRB	加热到 830 ~ 885 在 705 × 5 h	95 HRB

续表 13.12-10

钢号	亚临界退火		完全退火		等温退火	
	温度/℃	硬度	温度/℃	硬度	温度/℃	硬度
431	620 ~ 705	99HRB ~ 30HRC	不推荐			
440A	675 ~ 760	90HRB ~ 22HRC	845 ~ 900	94 ~ 98HRB	加热到 845 ~ 900 在 690 × 4 h	98 HRB
440B	675 ~ 760	98HRB ~ 23HRC	845 ~ 900	95HRB ~ 20HRC	加热到 845 ~ 900 在 690 × 4 h	98 HRB
440C	675 ~ 760	98HRB ~ 23HRC	845 ~ 900	98HRB ~ 25HRC	加热到 845 ~ 900 在 690 × 4 h	98 HRB

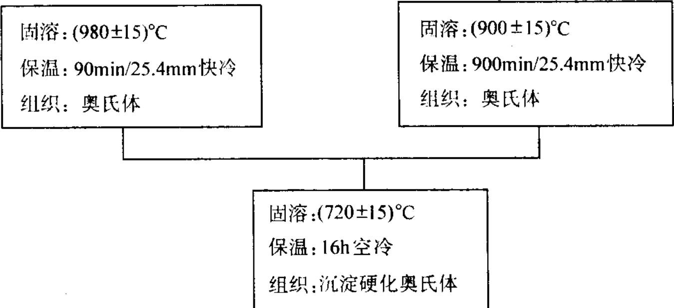


图 13.12-2 A-286 钢的热处理图解

奥氏体钢沉淀硬化需要较高温度（约 700℃），由于此温度高所以在 600℃ 以上比马氏体为基体的钢具有较高强度。

时效前 900℃ 固溶使疲劳强度得以改进，但 980℃ 固溶有较好的高温持久塑性与加工性。1 120℃ 固溶虽可得到更高的蠕变与持久性，但此时延展性下降。本钢的沉淀相为 Ni_3Ti 与 M_6C。

正常的时效温度为 700 ~ 760℃，时效时间为 16 h，但 700 ~ 720℃ 时效可得到更好效果。

2）HNM 热处理制度为：(1 120 ± 15)℃固溶/（60 min/25.4 mm）快速冷却 + (730 ± 15)℃/16 h 时效。

1 100℃固溶恰好使所有碳化物得到固溶而晶粒尚未开始快速长大。为了使在固溶后冷却时使碳保留在固溶体中，断面厚度超过 100 mm 钢材应该水冷，50 ~ 100 mm 厚的油冷，极薄的钢材进行空冷。

由于本钢含间隙溶解的磷似乎增加了点阵应变，所以碳化物不仅在晶间析出也在晶内析出。

（2）半奥氏体沉淀硬化不锈钢

1）0Cr17Ni7Al 与 0Cr15Ni7Mo2Al 钢厂供货态是经过 1 050℃固溶处理（状态 A），此时奥氏体稳定，冬天运输也无问题，但形变可引起相变。此两钢号热处理图解见图 13.12-3。

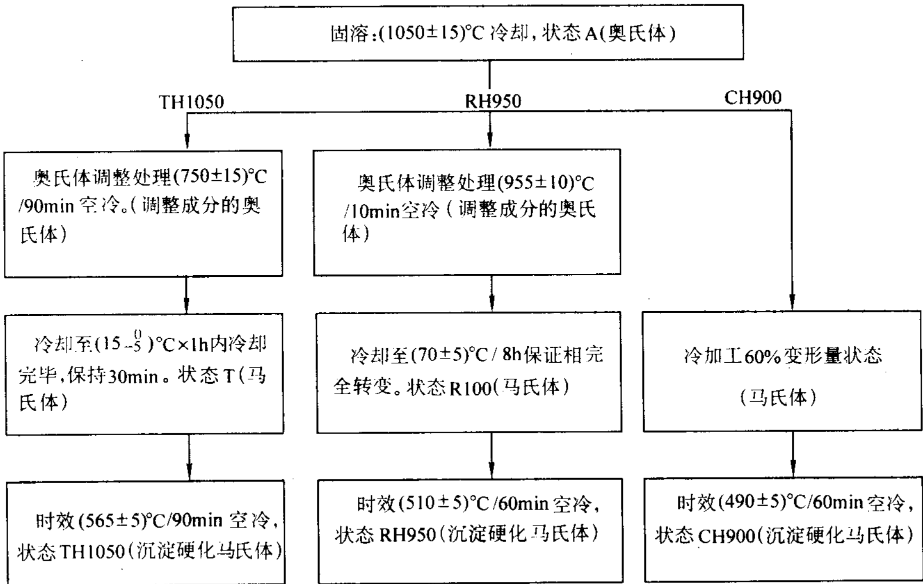


图 13.12-3 0Cr17Ni7Al 与 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的热处理图解

固溶处理后钢中 δ-铁素体的体积分数介于 5% ~ 20%之间。RH950 态的强度比 TH1050 态高的原因主要是由于时效处理不同，如果用同一时效处理，则两者强度相差大为减少。冰冷处理（RH950）的马氏体中含碳较高，是强度较高的另一原因。第三种热处理是通过冷轧 60%的变形量，使奥氏体全部变成马氏体，所得到的马氏体量最多，含碳最高，硬度亦高。

3 种热处理制度在强度、伸长率、耐蚀性、工艺与设备复杂性上各有优缺点。第一种热处理又称双时效处理，第一次调整处理后，只有质量分数约 0.03%C 留于奥氏体中，因此冷却时所形成的马氏体中碳很低，强度不十分高。第二种热处理可获得更高强度，因调整处理温度高，处理后约有质量分数为 0.04% ~ 0.05%C 仍留在奥氏体中。

我国推荐的 0Cr17Ni7Al 的热处理制度如下。

TH565：1 050℃，水或空冷 + 760℃ × 90 min，空冷至 ≤15℃ + 565℃ × 90 min，空冷。

RH510：1 050℃，水或空冷 + 950℃ × 10 ~ 30 min，空冷 + （ - 70℃） × 4 ~ 8 h 冷处理 + 510℃ × 30 ~ 60 min，空冷。

CH480：1 050℃，水或空冷 + 冷轧或冷拉（变形量 60%左右） + 480℃ × 60 min，空冷。

我国推荐的 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的热处理制度如下。

RH：1 050 ~ 1 080℃，水或空冷 + 950℃，空冷 + （ - 70℃）冷处理 + 510℃时效，空冷。

TH：1 050 ~ 1 080℃，水或空冷 + 760℃，空冷 + 565℃时效，空冷。

CH：1 050 ~ 1 080℃，水或空冷 + 冷变形（冷轧或冷拉） + 480℃时效，空冷。

RH 和 CH 制度的时效温度可以在较大范围内变动，以获得不同强韧性的配合。

2）AM350 与 AM355　热处理制度有 4 种，即 SCT（负温处理回火），DA（双时效），GRT（冷轧回火）与 SCCRT（负温处理冷轧回火），薄板热处理图解见图 13.12-4。

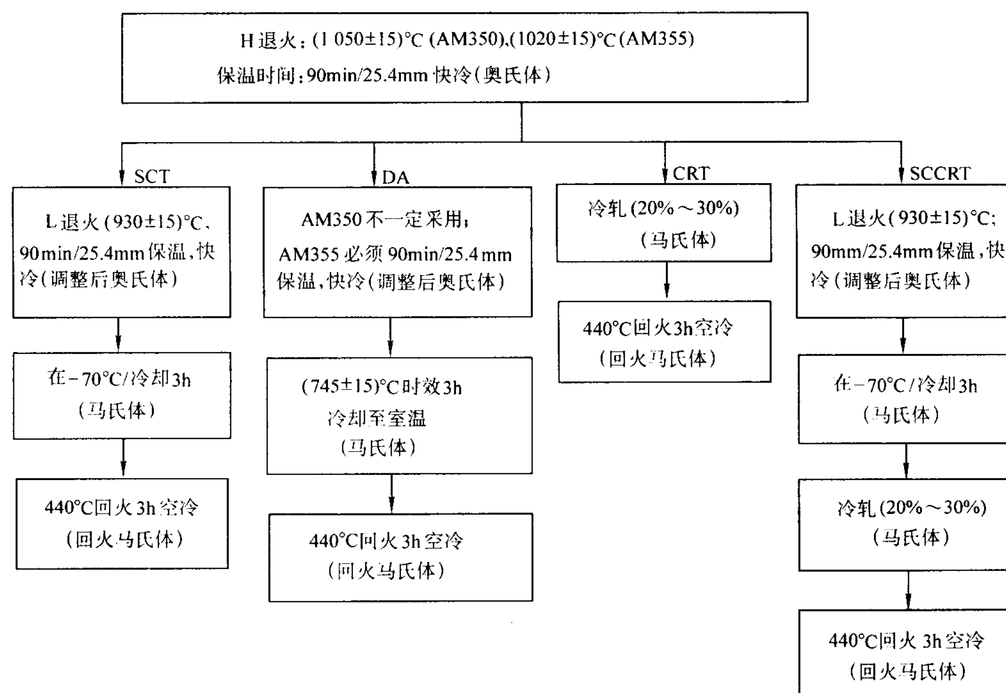


图 13.12-4　AM350 与 AM355 薄板热处理制度图解

在 H 退火状态，M_S 在 - 70℃，经 930℃调整处理，M_S 略高于室温，M_S 提高到 - 70℃。因此自 L 退火冷却到室温主要是奥氏体，但也含沉淀碳化物与少量马氏体。在 AM350 中还有 δ-铁素体。

经 L 退火后在 - 70℃负温处理，AM355 中的奥氏体几乎完全变为马氏体，但 AM350 只有体积分数为 70% ~ 90%马氏体，其余为体积分数 5% ~ 15%δ-铁素体与体积分数 5% ~ 15%残留奥氏体。

AM350 与 AM335 的强化主要是依赖马氏体的形成及回火。

在 DA 处理时，调整制度为 745℃/3 h 使奥氏体中碳含量 w_C 降到 0.02% ~ 0.03%、M_S 升至 176 ~ 204℃、M_S 升至室温，冷却后为马氏体。如果在 745℃处理以前先经过 L 退火，AM350 可以得到更好性能。对 AM350 采用 DA 制度是任意选用的，而 AM355 则是十分有益与必需的，否则 AM355 中没有 δ-铁素体，不易使碳化物沉淀完全。

AM355 棒材的热处理制度与板材略有不同（图 13.12-5），因棒材承受切削加工，所以热处理制度不是追求钢的成形性而是保证得到最好的切削性。

（3）马氏体沉淀硬化不锈钢

1）Stainless W　Stainless W 的热处理制度见图 13.12-6。

2）0Cr17Ni4Cu4Nb　该钢的热处理图解见图 13.12-7。

推荐淬火温度为(1 040 ± 15)℃ × 30 min，如果淬火温度低，H900 状态的强度和屈服强度均较低，此时固溶的碳含量低，所以形成马氏体的碳含量低、强度低，同时沉淀相溶解不均匀。固溶温度高于 1 040℃，可增加强度但降低屈服强度。

在 455 ~ 460℃时效 1 h，可以达到最高强度，但同时延性也最低，所推荐的 (480 ± 5)℃时效 1 h，可以得到更好的延性，但强度略有下降。

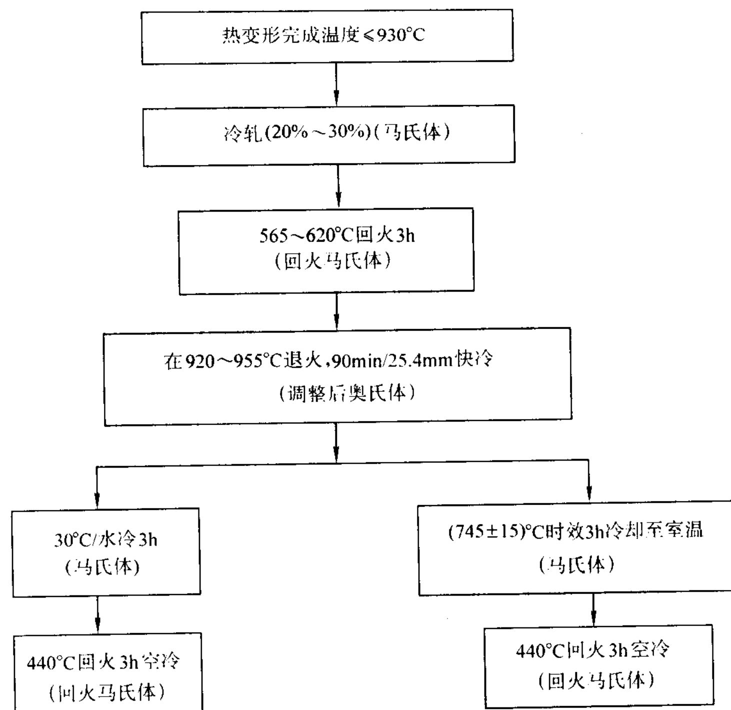


图 13.12-5 AM355 棒材加热处理制度图解

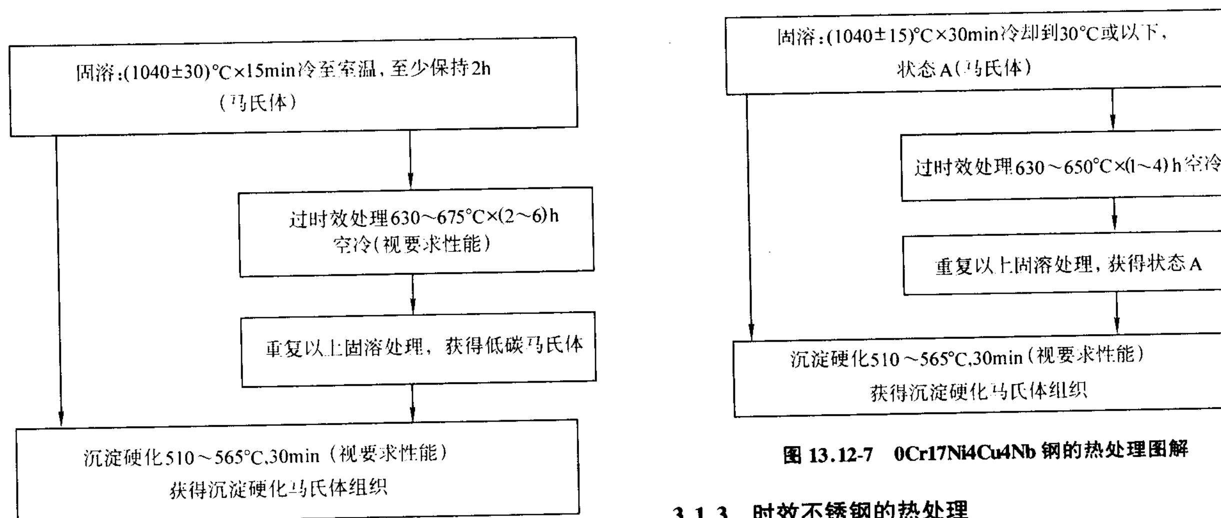


图 13.12-6 Stainless W 的热处理制度图解

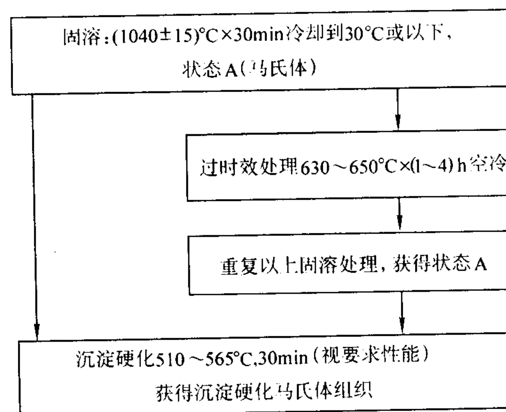


图 13.12-7 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的热处理图解

我国推荐的固溶温度为 1 020～1 060℃，在 450～500℃进行时效强度达最高值，550℃左右时效强韧性配合最好。要求更高韧性、塑性及耐蚀性能，可于≥580℃进行时效。

3) 0Cr13Ni8Mo2Al 该钢大断面纵、横向有良好的断裂韧性，推荐的热处理制度为：固溶处理温度 915～935℃，固溶处理时间随钢断面而定，空冷或油冷到低于 15℃。时效温度为 510～620℃，所选择具体温度与所要求的性能有关。固溶态组织为低碳马氏体，时效态为回火马氏体及 NiAl 等析出相。

4) 0Cr15Ni5Cu4Nb 该钢固溶处理温度为 1 025～1 050℃，快速冷却到室温，时效温度为 480～620℃，具体温度的选择和所要求的强度以及韧性有关。固溶态组织为低碳马氏体，时效态组织为回火马氏体及富铜 ε 析出相。

3.1.3 时效不锈钢的热处理

(1) 马氏体时效不锈钢

1) 00Cr10Ni10Mo2TiAl 该钢固溶温度为 760～900℃，快冷（空冷或水冷）到室温，时效温度为 440～520℃，视所要求的强度和韧性而定。480℃为最强化的时效温度而且仍具有良好的强度和韧性的结合。最常用的热处理制度为 820℃×1 h 固溶 + 480℃×3 h 时效。固溶态组织为超低碳马氏体组织，时效态为回火马氏体及 NiTi、NiAl 等析出相。该钢的相变点为：A_{c1} = 607～614℃、A_{c3} = 690～712℃、M_S = 158～192℃。

2) 00Cr12Ni8Cu2AlNb 该钢固溶温度为 820～900℃，保温 30 min，快速冷却（空冷或水冷）。时效温度为 480～510℃，保温 3 h，空冷。具体时效温度的选择视所要求的强度和韧性而定。455～480℃为较强化的时效温度，520℃强化效果很低，但 545℃反而出现强度的升高。该钢的相变点为：A_{c1} ≐ 620℃、A_{c3} = 680℃、M_S = 248℃、M_f = 45℃。

3) 00Cr13Ni8Mo2TiNbAl 该钢推荐的热处理制度为：

820～900℃×30 min空冷+480～510℃时效3 h空冷。具体时效温度的选择视所要求的强度和韧性而定。固溶后组织为超低碳板条状马氏体，时效后在此基体上析出细小、均匀分布的金属间化合物 NiTi、NiAl 等及少量逆转变奥氏体。该钢的相变点为：A_{c1} = 610℃、A_{c3} = 670℃、M_s = 210℃、M_f = 50℃。

4）00Cr12Ni4Mo4Co12Ti 该钢固溶制度为 850～1 100℃×30 min空冷，随着固溶温度的升高，强度降低而延性、塑性增加。一般选 850～950℃×30 min 固溶。时效制度为 420～480℃×3 h空冷，具体时效温度的选择视所要求的强度和韧性而定。

（2）铁素体时效不锈钢

1）00Cr27Ni8Mo3Ti 该钢最佳的热处理制度如下。

固溶处理：1 050～1 100℃×30 min水冷。

时效处理：550℃×4 h水冷，对时效温度的控制十分严格，否则延性、韧性大幅度下降。

2）00Cr26Ni6Mo4Cu1Ti 该钢最佳的热处理制度如下。

固溶处理：1 030℃×30 min水淬。

时效处理：555℃×5 h空冷，对时效温度的控制极为严格，否则延性、韧性大幅度下降。

3.2 高强度不锈钢的表面热处理

3.2.1 沉淀硬化不锈钢

（1）0Cr17Ni4Cu4Nb、0Cr15Ni5Cu4Nb

在 0Cr15Ni5Cu4Nb 上喷镀 TiO_2 薄膜（约 500 nm），可以有效地防止氢脆。

0Cr17Ni4Cu4Nb 钢在常规热处理（1 040℃×30 min 固溶+480℃×4 h+565℃（为获得最佳强度和韧性配合））后表面有一层鳞片状疏松氧化物，剩下的是非常致密且附着性很好氧化物（3 000 nm），它可使氢脆降到最小。在氧气中进行时效，氢脆程度下降。

（2）奥氏体沉淀硬化不锈钢

多采用等离子喷涂技术。

可进行渗氮的沉淀硬化不锈钢能够在固溶+时效状态下予以处理，渗氮温度以 525～550℃为宜，处理时间在20～48 h内变化，525℃×4 h 渗氮后硬化层深度达 0.15～0.18 mm，维氏硬度达 800～1 400。

应当指出，材料硬度的提高和耐磨性的改善是在牺牲了耐蚀性的情况下获得的。对耐磨性起主导作用的是细的、弥散分布的氮化铬沉淀相的析出，这将引起周围基体中铬的贫化，从而导致总体耐蚀性的下降。

3.2.2 马氏体时效不锈钢

00Cr11Ni10Mo2Ti 渗氮可提高钢的耐锈性和耐磨性。离子渗氮与传统的渗氮工艺比较，所需要时间只有气体渗氮法的 1/2～1/4，氮的消耗仅为 1/20～1/25。而且零件变形小，表面质量好。采用 10 A 离子渗氮炉进行渗氮，工艺制度为：540℃×10 h+580℃×6 h，此时渗氮层厚度为 0.2 mm，渗氮层的硬度约为 65HRC，且渗氮层与基体间没有明显的过渡区。经 580℃×6 h 或 560℃×6 h 渗氮后，渗氮层的相结构分析结果为：主要相是 γ'-Fe_4N，次要相为 Fe_3N。在 40℃，98%湿度的环境中进行抗锈蚀试验结果是：经 19 天后出现第一个锈点，23 天后仍为一个锈点，且锈点没有扩大。

3.2.3 马氏体不锈钢

在大多数情况下，不锈钢特别是高强度不锈钢不宜采用渗碳处理，例如奥氏体不锈钢，渗碳将加剧晶间腐蚀的敏感性。在马氏体不锈钢中，虽然碳化物的分布偏聚倾向不严重，但这类钢容易受到局部腐蚀，特别是容易产生应力腐蚀裂纹。

马氏体不锈钢通常是采用等离子喷涂。喷涂碳化物及碳化铬后的硬度 700HV。喷镍铬复合物后为 450HV。喷涂目的是进行表面硬化，喷涂后会形成可确定厚度的涂层，为了使基体金属与涂层间结合严密，对基体金属表面进行严格的预清洗十分必要。

4 常用高强度不锈钢的化学成分、性能及用途

常用高强度不锈钢有马氏体不锈钢（1Cr17Ni2、1Cr12Ni3Mo2V、1Cr10Co6MoVNb、00Cr13Ni5Mo）、沉淀硬化不锈钢（HNM、0Cr17Ni7Al、0Cr15Ni7Mo2Al、0Cr16Ni6、0Cr12Mn5Ni4Mo3Al、AM362、AF-71、AFC-77、AM350、0Cr17Ni4Cu4Nb、0Cr15Ni5Cu3Nb、PH14-8Mo、0Cr13Ni8Mo2Al）、马氏体时效不锈钢（00-Cr12Ni8Cu2AlNb）等。

0Cr16Ni5Mo、0Cr17Ni5Mo3、1Cr15Ni4Mo3N（AM355）、0Cr15Ni5Cu2Ti、00Cr11Ni10Mo2TiAl、00Cr12Ni10AlTi、00Cr13Ni8Mo2TiNbAl、00Cr12Co12Ni4Mo4Ti、00Cr26Ni6Mo4Cu1Ti 等高强度不锈钢的化学成分、性能及用途详见钢铁研究总院内部资料。

4.1 1Cr17Ni2

4.1.1 材料牌号介绍

1Cr17Ni2(Ӗ-X17H2,AISI 431,SUS 431,En57,Z15CN16-2)属于马氏体不锈钢，是强度与韧性配合良好的钢种之一。该钢具有较高的强度、切削加工性能及冷冲压成形性能，且对氧化性酸、大部分有机酸以及有机盐类的水溶液具有良好的耐蚀性，可用各种方法焊接，焊后必须进行高温回火或调质处理。主要用于制造航空发动机的压气机转子叶片、整流叶片、压气机机匣、内外环、承力螺栓和吊挂等，硝酸、醋酸生产和轻工、纺织等工业中既要求强韧性又要求耐腐蚀的轴、活塞杆、泵等零件以及舰船、水电等泵轴类耐蚀承力结构件。

4.1.2 化学成分（见表 13.12-11）。

表 13.12-11 1Cr17Ni2 钢的化学成分（质量分数）%

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
0.11～0.17	≤0.80	≤0.80	16.00～18.00	1.50～2.50	≤0.025	≤0.030

4.1.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

退火温度：650～700℃；淬火温度：钢棒 950～1 040℃，油淬+275～350℃回火，空冷。钢板 970～1 030℃，空冷。锻件 950～1 040℃，油淬，回火制度分 3 种：（1）275～350℃，空冷；（2）500～540℃，水冷；（3）670～690℃，空冷。钢棒及锻件以高温回火或正火并高温回火后供应；板材以软态供应；冷拉材以冷拉状态供应。可用电弧炉、电弧炉+电渣重熔等方法进行冶炼。

4.1.4 物理性能

1）密度 ρ = 7.75 g/cm³。

2）电阻率 $\rho = 73\times10^{-8}\ \Omega\cdot m$。

3）热导率 见表 13.12-12。

表 13.12-12 1Cr17Ni2 钢的热导率

θ/C	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	20.8	21.7	22.7	23.5	24.4	25.2	26.1	27.0	28.1	29.6

4）比热容 c = 470 J/(kg·K)。

5）线胀系数 见表 13.12-13。

表 13.12-13 1Cr17Ni2 钢的线胀系数

θ/C	20～100	100～200	200～300	300～400	400～500
$\alpha/10^{-6}K^{-1}$	10.5	10.8	11.2	11.5	11.9

6）弹性模量 见表 13.12-14。

表 13.12-14 1Cr17Ni2 钢的弹性模量

θ/℃	20	300	450	500	600
E/GPa	193	164	159	148	133

7）相变温度 见表 13.12-15。

表 13.12-15 1Cr17Ni2 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{r1}	M_s
θ/℃	810	780	355

4.1.5 化学性能

1）抗氧化性能 在 800℃以下的空气介质中，具有稳定的抗氧化性能。

2）耐腐蚀性能 1Cr17Ni2 钢在大气、不同碱溶液以及弱酸中具有良好的耐蚀性并比其他马氏体不锈钢具有良好的抗应力腐蚀性、抗氧化性可达 815℃。不同温度回火后的耐盐雾腐蚀性能见表 13.12-16。抗应力腐蚀性能见表 13.12-17。淬火冷速对腐蚀性能的影响如图 13.12-8 所示。

表 13.12-16 1Cr17Ni2 钢的耐盐雾腐蚀性能

（热处理状态 1 040℃，油淬 + 如下温度回火 2 h，空冷）

回火温度/℃	300	450	500	530	560	580	600	620	650	680
腐蚀失重/g·cm^{-2}	0.27	0.18	1.50	6.45	6.13	3.39	0.51	0.20	0.34	0.33

表 13.12-17 1Cr17Ni2 钢的抗应力腐蚀性能

（热处理状态 1 040℃，油淬 + 530℃，2 h，空冷）

恒应变（弯曲法）测定		恒应力（拉伸法）测定		恒应变（弯曲法）测定		恒应力（拉伸法）测定	
施加应力/MPa	断裂时间/d	施加应力/MPa	断裂时间/d	施加应力/MPa	断裂时间/d	施加应力/MPa	断裂时间/d
665	13	665	36	665	18	665	56
	15		36		180		—

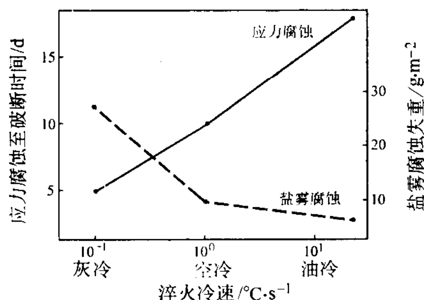


图 13.12-8 淬火冷速对 1Cr17Ni2 钢的耐蚀性能的影响

热处理状态 1 040℃，淬火 + 530℃，回火；
试验介质 3.5%，NaCl 溶液；
温度 (35 ± 1)℃；
应力腐蚀试验施加应力 667 MPa；
盐雾腐蚀试验持续时间 100 d

4.1.6 力学性能

1）典型热处理及性能 见表 13.12-18。

2）不同温度下热处理对力学性能的影响 回火温度对硬度的影响如图 13.12-9 所示。1 030℃油淬 + 300℃回火后的室温拉伸应力-应变曲线如图 13.12-10 所示。

3）棒材在不同温度下的力学性能 见表 13.12-19。

表 13.12-18 1Cr17Ni2 钢的典型热处理及性能

热处理制度		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2s}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB
淬火	回火	≥					
950 ~ 1 040℃油淬	275 ~ 350℃，空冷	1 080	—	10	—	49	415 ~ 352
	500 ~ 540℃，空冷	1 030	835	9	45	49	375 ~ 321
	670 ~ 690℃，空冷	835	835	12	45	69	302 ~ 255

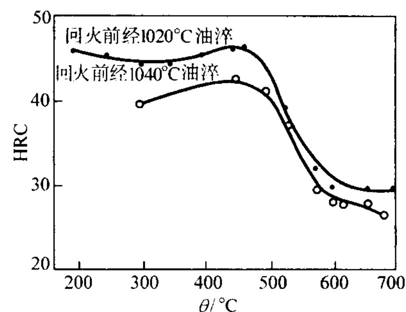


图 13.12-9 1Cr17Ni2 钢的回火温度对硬度的影响

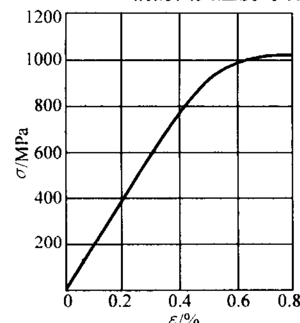


图 13.12-10 1Cr17Ni2 钢的拉伸 σ-ε 曲线

表 13.12-19 1Cr17Ni2 钢棒材在不同温度下力学性能

热处理制度	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
1 040℃油淬 + 550℃，回火	20	1 090	935	17.0	61.0	52
	200	940	790	14.0	61.5	143
	300	910	775	13.0	59.5	135
	400	820	765	12.0	57.5	135
	500	805	715	14.0	63.0	127
	600	425	370	29.0	77.0	—
1 030℃油淬 + 680℃，回火	20	950	755	18.0	59.0	—
	300	835	675	14.0	53.0	—
	400	845	685	13.0	37.0	—
	500	625	540	18.0	66.0	—
	600	375	335	29.0	88.0	—

4）板材在不同温度下力学性能 见表 13.12-20。

5）回火温度、淬火温度对钢室温拉伸性能的影响 见图 13.12-11 和图 13.12-12。

表 13.12-20 1Cr17Ni2 钢板材在不同温度下力学性能

热处理制度	θ/C	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
1 040℃油淬 +680℃，回火	20	685	450	15
	300	570	355	12
	450	530	355	9

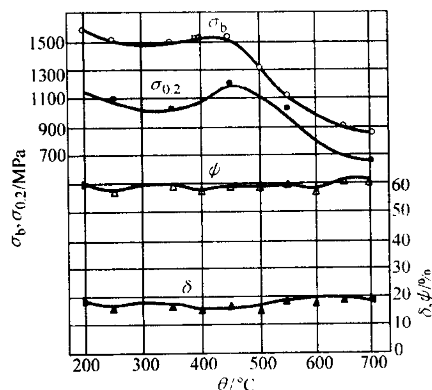


图 13.12-11 回火温度对室温拉伸性能的影响

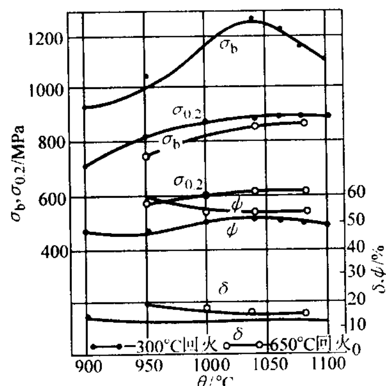


图 13.12-12 淬火温度对室温拉伸性能的影响

6) δ－铁素体对力学性能的影响 见表 13.12-21。

7) 不同保温温度对冲击韧性的影响 见表 13.12-22。

表 13.12-21 δ－铁素体对 1Cr17Ni2 钢力学性能的影响

热处理制度	δ-铁素体 /%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}
1 000℃油淬 +650～680℃，回火	<10	845	665	18.0	51.0	68
	15	855	675	15.0	44.0	43
	30	815	665	16.0	42.0	19
	50	745	595	16.0	30.0	17

表 13.12-22 不同保温温度对 1Cr17Ni2 钢的冲击韧度的影响

保温时间/h	2.5	10	50	100	150	200
a_{KU}/J·cm^{-2}，450℃	—	—	—	15	17	—
a_{KU}/J·cm^{-2}，520℃	125	118	124	94	103	121

8) 不同回火温度对 1Cr17Ni2 钢冲击韧度的影响 见图 13.12-13。

9) 不同淬火温度对 1Cr17Ni2 钢冲击韧度的影响 见图 13.12-14。

10) 不同淬火速度对 1Cr17Ni2 钢冲击韧度的影响 见图 13.12-15。

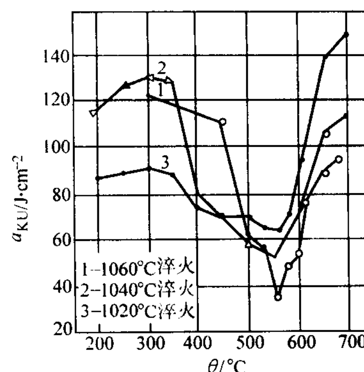


图 13.12-13 回火温度对 1Cr17Ni 钢冲击韧度的影响

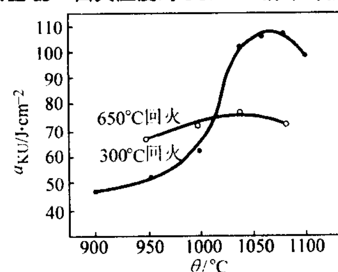


图 13.12-14 淬火温度对 1Cr17Ni2 钢的冲击韧度的影响

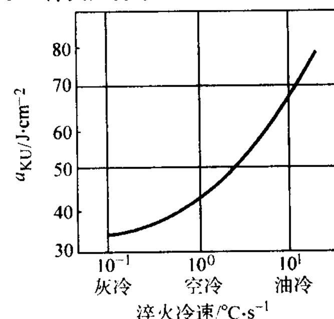


图 13.12-15 淬火速度对 1Cr17Ni2 钢冲击韧度的影响

(1) 持久和蠕变性能

1) 高温持久性能 见表 13.12-23。

表 13.12-23 1Cr17Ni2钢的高温持久性能

热处理制度	θ/℃	σ_{100}	σ_{200}	σ_{300}	σ_{400}	σ_{1000}	σ_{2000}
		MPa					
1 050℃油淬 +500℃，回火	300	—	805	—	—	—	—
	400	725	—	765	695	645	630
	450	—	610	—	—	—	—

2) 高温蠕变性能 不同温度下钢的蠕变性能见表 13.12-24。

表 13.12-24 不同温度下1Cr17Ni2钢的蠕变性能

热处理制度	θ/℃	$\sigma_{0.2/100}$ /MPa	热处理制度	θ/℃	$\sigma_{0.2/100}$ /MPa
1 050℃油淬 +500℃，空冷	300	345	1 050℃油淬 +680℃，空冷	300	365
	400	295		400	315
	450	275		500	49

(2) 疲劳性能

不同温度下的旋转弯曲疲劳性能见表 13.12-25。不同温度回火后室温旋转弯曲光滑。

($K_t=1$)与缺口($K_t=2.4$)试样的疲劳曲线见图13.12-16。

表 13.12-25 不同温度下 1Cr17Ni2 钢的旋转弯曲疲劳性能

热处理制度	θ/℃	σ_{-1}/MPa	σ_{-1H}/MPa
1 050℃油淬+580℃,回火	20	480	295
	400	440	—
	500	390	—

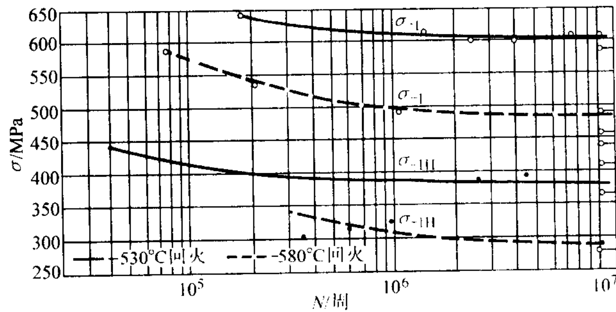


图 13.12-16 旋转弯曲光滑($K_t=1$)与缺口($K_t=2.4$)试样的疲劳曲线(1 050℃油淬+回火)

4.1.7 工艺性能与要求

1)成形性能 锻造温度范围为1 175~825℃,锻后应缓冷。冷冲压性能良好,极限拉伸系数为1.96~2.02,工作拉伸系数为极限拉伸系数的85%~90%。当采用极限拉伸系数进行拉伸时,材料约减薄10%~12%,而采用工作拉伸系数拉伸时,材料减薄约8%。极限卷边系数为1.46~1.74。制造平面零件时的压出系数为0.27;制造球面零件时的压出系数为0.45;工作压出系数为0.32。

2)焊接性能 可以采用各种方法进行焊接,常常使用奥氏体填充金属,1Cr17Ni2钢可以用AISI308、310等。但焊后应及时进行高温回火或调质处理。

3)零件热处理工艺 见表13.12-26。

表 13.12-26 1Cr17Ni2 钢的零件热处理工艺

淬火	按强度选择回火温度		按硬度选择回火温度		冷却介质
	σ_b/MPa	回火温度/℃	HBS	回火温度/℃	
950~1 040℃油淬	785~980	590~650	254~302	600~680	油或水
	880~1 080	540~600	285~341	520~580	
	980~1 180	500~560	320~375	480~540	
	1 080~1 270	480~540	—	—	
	>1 270	300~360	>375	<350	空气

注:为避免出现回火脆性,除零件有特殊要求外,不宜在400~580℃范围进行回火。

4)切削加工与磨削性能 切削加工性能良好。

4.2 1Cr12Ni3Mo2V

4.2.1 材料牌号介绍

1Cr12Ni3Mo2V(H46、FV448、S/SJ2、S/SJV、E-Z12CNDV12)是一种质量分数为12%铬型马氏体不锈钢。该钢具有高强、高韧、高弹性模量及较好的耐蚀性、抗氧化性和焊接性。具有较高的中温抗蠕变性能、抗疲劳性能和抗腐蚀性能,满意的焊接性能和成形性能,可在500℃以下使用。与奥氏体不锈钢相比,该钢的导热性较好,线胀系数小,有较高的减震性,因而在航空、航天及动力机械等耐蚀承力构件上有广泛应用。适用于制造航空发动机的低压压气机一级转子轴机匣、燃烧室外套、高压机匣、扩散机匣、安装边和支承座等。

4.2.2 化学成分(见表13.12-27)

表 13.12-27 1Cr12Ni3Mo2V钢的化学成分(质量分数)

%

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	N
0.08~0.13	0.50~0.90	≤0.35	≤0.025	≤0.030	11.00~12.50	2.00~3.00	1.50~2.00	0.25~0.40	0.020~0.040

4.2.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

1)典型热处理制度 见表13.12-28。

表 13.12-28 1Cr12Ni3Mo2V钢的典型热处理制度

品 种	淬 火		回 火	
	加热	冷却	加热	冷却
叶片棒材	1 050℃	空冷	650℃	空冷
普通棒材		油或空冷	300~370℃	
紧固件棒材		空冷	560~590℃	
转动件棒材		油冷	560~570℃+550~560℃	
冷轧薄板材		空冷	650℃	
板材		空冷或油冷	(650±5)℃×1 h	
棒材		空冷	(620±5)℃×2 h	

2)供应状态 机加工圆棒材以退火状态供应;热加工圆棒、转动件圆棒及冷拉普通圆棒均经退火并去氧化皮后供应;紧固件及叶片圆棒经冷拉、退火并去氧化皮后供应;冷轧板材经退火、酸洗、矫平并切边后供应。采用电弧炉+电渣重熔或电弧炉+真空自耗重熔等方法熔炼。

4.2.4 物理性能

1)密度 $\rho=7.84\ g/cm^3$。

2)热导率 见表13.12-29。

表 13.12-29 1Cr12Ni3Mo2V钢的热导率

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	16.7	18.3	19.9	21.2	21.9	21.8	21.2

3)比热容 见表13.12-30。

表 13.12-30 1Cr12Ni3Mo2V钢的比热容

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
$c/J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	455	489	536	585	628	675	722

4)线胀系数 见表11.12-31。

表 13.12-31 1Cr12Ni3Mo2V钢的线胀系数

θ/℃	25~100	25~200	25~300	25~400	25~500	25~600
$a_l/10^{-6}K^{-1}$	9.8	10.2	10.6	11.0	11.7	11.9

5)弹性模量 见表13.12-32。

表 13.12-32 1Cr12Ni3Mo2V钢的弹性模量

温度/℃	25	100	200	300	400	500	600
E/GPa	207	205	202	196	189	179	166

6)相变温度 $Ac_1=750℃$,$Ac_3=810℃$,$M_s=200℃$,$M_f=115℃$。

4.2.5 化学性能

1)抗氧化性能 见表13.12-33。

表 13.12-33　1Cr12Ni3Mo2V 钢的抗氧化性能

试验温度/℃	500	600	650
平均氧化速率/g·m⁻²·h⁻¹	0.004 1	0.007 6	0.008 5

2) 耐腐蚀性能　300℃回火钢在 3.5% NaCl 水溶液 (35℃) 中盐雾腐蚀率为 3 g/m² (100 天)，80% $\sigma_{0.2}$ 应力下 (3.5% NaCl 水溶液，35℃) 恒应变断裂时间为 192 h。1Cr12Ni3Mo2V 钢的耐蚀性能见表 13.12-34。

表 13.12-34　1Cr12Ni3Mo2V 钢的耐腐蚀性能

σ_b/MPa			δ/%		
试验前	试验后	损失率/%	试验前	试验后	损失率
1 015	1 015	0	14.5	14.1	2.8

4.2.6　力学性能

(1) 典型热处理及性能 (见表 13.12-35)

表 13.12-35　1Cr12Ni3Mo2V 钢的典型热处理及性能

品　种	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{bH}	δ	ψ	HBS	a_{KV} /J·cm⁻²	$\sigma_{15/100}$ /MPa
		MPa			%				
		≥							
棒材	(1 050℃ ± 10)℃，空淬 + (620 ± 5)℃ × 2 h，空冷	1 000 ~ 1 150	800	—	10	—	—	100	—
板材	(1 050 ± 10)℃，空淬或油淬 + (620 ± 5)℃ × 1 h，空冷	930 ~ 1 130	750	1 545	14	—	—	—	
叶片棒材	1 050℃空冷 + 650℃空冷	930 ~ 1 130	760	—	14	—	285 ~ 330	61	—
普通棒材	1 050℃空冷 + 650℃空冷	930 ~ 1 130	760		14	—	285 ~ 330		
紧固件棒材	1 050℃空冷 + 560 ~ 590℃空冷	1 100 ~ 1 300	900	—	8	—	320 ~ 390	40	—
转动件棒材	1 050℃油淬 + 560 ~ 570℃空冷 + 550 ~ 560℃空冷	1 080 ~ 1 240	900	1 700	8	50	340 ~ 375	34	470
普通棒材	1 050℃空冷 + 300 ~ 370℃空冷	1 310 ~ 1 470	990	—	9	30	390 ~ 430	40	—
δ < 0.5 mm 冷轧板	1 050℃空冷 + 650℃空冷	930 ~ 1 130	760	—	8	—	320 ~ 380HV	—	—
δ0.5 ~ 1.6 mm 冷轧板					9				

(2) 不同温度下热处理对力学性能的影响

1) 淬火温度对力学性能的影响　见表 13.12-36。

2) 不同介质淬火对力学性能的影响　见表 13.12-37。

表 13.12-36　淬火温度对 1Cr12Ni3Mo2V 钢的力学性能的影响

热处理制度		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm⁻²
淬火	回火					
800℃空淬	620℃，空淬	910	800	21.0	66.5	149
850℃空淬		1 020	925	19.0	63.0	114
900℃空淬		1 100	985	17.0	60.5	91
950℃空淬		1 080	930	17.0	61.0	78
1 000℃空淬		1 100	980	15.0	60.0	80
1 050℃空淬		1 080	930	17.5	61.0	68

表 13.12-37　不同介质淬火对 1Cr12Ni3Mo2V 钢力学性能的影响

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm⁻²
1 050℃ × 40 min 空冷 + 650℃ × 2 h	1 060	855	16.5	59.0	133
1 050℃ × 40 min 空冷 + 620℃ × 2 h	1 080	930	17.5	60.0	—

续表 13.12-37

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm⁻²
1 050℃ × 40 min 油淬 + 650℃ × 2 h	1 040	840	16.5	63.0	118
1 050℃ × 40 min 油淬 + 620℃ × 2 h	1 060	950	6.5	60.5	—
1 050℃ × 40 min 水冷 + 620℃ × 2 h	900	—	—	—	—

3) 不同温度回火对力学性能的影响　见表 13.12-38。

表 13.12-38　不同温度回火对 1Cr12Ni3Mo2V 钢力学性能的影响

热处理制度		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%
淬火	回火				
1 050℃ 空淬	320℃空冷	1 340	1 230	15.0	59.0
	420℃空冷	1 400	1 280	14.0	58.0
1 050℃ 空淬	520℃空冷	1 400	1 230	17.0	61.5
	620℃空冷	1 080	930	17.5	60.5
	720℃空冷	995	880	16.0	63.0

4) 不同温度回火对冲击韧性的影响　见图 13.12-17。

5) 低温冲击韧度　见图 13.12-18。

6) 高温拉伸性能　见表 13.12-39。

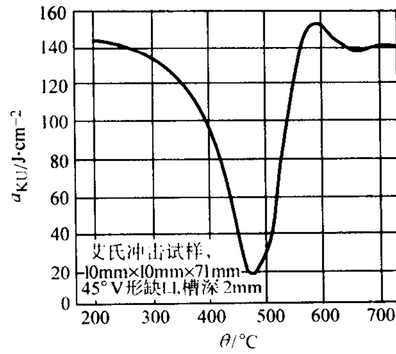


图 13.12-17 不同温度回火对 1Cr12Ni3Mo2V 钢的冲击韧度的影响

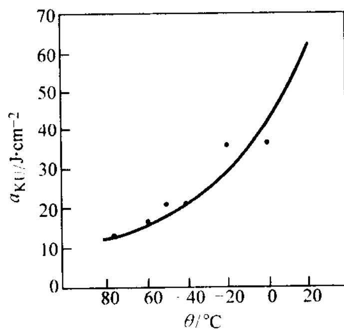


图 13.12-18 1Cr12Ni3Mo2V 钢的低温冲击韧度

表 13.12-39 1Cr12Ni3Mo2V 钢的高温拉伸性能

试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.05}$ /MPa	$\sigma_{0.1}$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	E/MPa
室温	1 080	685	755	880	17	66	219 000
200	925	630	705	755	17	64	193 000
300	885	645	705	755	16	64	169 000
350	840	590	640	695	15	66	—
400	800	615	655	695	15	65	150 000
500	680	475	520	570	19	77	128 000
600	490	325	365	410	26	89	112 000
650	420	—	—	420	27	86	—
800	170	—	—	150	87	93	—

(3) 持久和蠕变性能

1) 高温持久性能 见图 13.12-19。

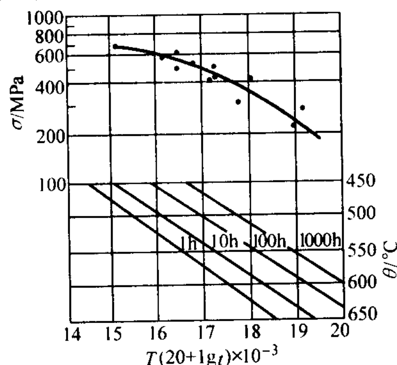


图 13.12-19 1Cr12Ni3Mo2V 钢的高温持久性能

热处理状态：1 050℃×40 min，空冷+650℃×2 h，空冷

T 的单位为 K，t 的单位为 h

2) 高温蠕变性能 见表 13.12-40。

表 13.12-40 1Cr12Ni3Mo2V 钢的高温蠕变性能

热处理制度	θ/℃	σ/MPa	t/h	ε_P/%
1 050℃×40 min，空冷+650℃×2 h，空冷	450	455	100	0.13～0.22
	450	525		0.19～0.32
	500	310		0.11～0.13
	500	275		0.10～0.21
	600	103		0.07～0.11
	600	142		0.10～0.24
	450	430	300	0.13～0.18
	450	510		0.20～0.38
	500	310		0.12～0.13
	500	275		0.10～0.20
	600	109		0.11～0.23
	600	72		0.05～0.09

(4) 疲劳性能

1) 室温及高温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）试样疲劳性能 见表 13.12-41。

表 13.12-41 1Cr12Ni3Mo2V 钢的室温及高温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）试样的疲劳性能（循环次数 10^7）

热处理制度	θ/℃	σ_{-1}/MPa
1 050℃×40 min，空冷+650℃×2 h，空冷	室温	555～580
	200	400～520
	400	470～525
	500	385
	600	380

2) 旋转弯曲缺口试样疲劳曲线 见图 13.12-20。采用升降法求得疲劳极限 $\sigma_{-1H}=310$ MPa。

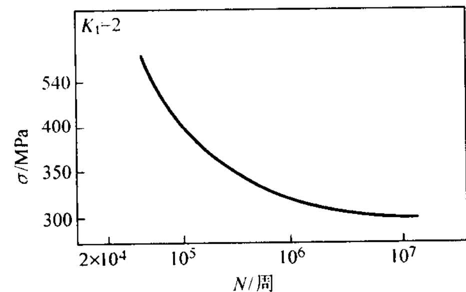


图 13.12-20 1Cr12Ni3Mo2V 钢的室温旋转弯曲缺口（$K_t=2$）试样的疲劳曲线（热处理状态：1 050℃淬火，+620℃回火）

3) 板材振动疲劳性能 见表 13.12-42。

表 13.12-42 1Cr12Ni3Mo2V 钢的板材振动疲劳性能（热处理状态 1 050℃空冷+650℃空冷）

板 δ /mm	振幅 /mm	试验时间	N/周	板 δ /mm	振幅 /mm	试验时间	N/周
2.5	±4	1 h 25 min	0.245×10^6	2.5	±4	58 min	0.167×10^6
		7 h 25 min	1.253×10^6			39 h 20 min	6.797×10^6
		57 h 53 min 未断	$>10^7$			1 h 35 min	0.274×10^6
		59 h 50 min 未断	$>10^7$			66 h 30 min 未断	$>10^7$

4.2.7 工艺性能与工艺

1) 成形性能 该钢热加工成形性能良好，加热温度为 1 130～1 170℃，开锻温度为 1 030～1 070℃，终锻温度应高于 800℃，锻后应缓冷。冷变形塑性较差。板材深冲压性能，极限拉伸系数为 1.9。1Cr11Ni3W2MoV 钢的极限拉伸系

数为 2.15，工作拉伸系数为极限拉伸系数的 85%～90%。

2）焊接性能　该钢焊接性能良好，可采用氩弧焊和手工电弧焊，焊接接头性能见表 13.12-43。

表 13.12-43　1Cr12Ni3Mo2V 钢的焊接接头性能

θ/℃	20	300	400	500	550	600
σ_b/MPa	940	835	825	670	560	455
δ/%	15.0	10.0	7.0	14.5	18.5	24.5

3）零件热处理工艺

① (1 050 ± 10)℃，空冷或油冷 + (620 ± 5)℃，空冷；

② (1 050 ± 10)℃，空冷或油冷 + (650 ± 5)℃，空冷；

③ (1 050 ± 10)℃，空冷或油冷 + 300～370℃，空冷；

④ (1 050 ± 10)℃，空冷或油冷 + 550～570℃，空冷。

4）切削加工与磨削性能　切削加工和磨削加工工艺性能良好，不黏刀。

4.3　1Cr10Co6MoVNb

4.3.1　材料牌号介绍

1Cr10Co6MoVNb（FV535，H53、S/SAV）是一种质量分数为 12% 铬型马氏体不锈钢。该钢具有较高的热强性能、抗蠕变性能、热稳定性、抗氧化性能和疲劳强度。适用于制造航空、舰艇和发电用发动机的高压压气机盘、转子叶片、隔圈及密封卷等重要部件。制造压气机叶片时表面需涂防护涂层。

4.3.2　化学成分（见表 13.12-44）

表 13.12-44　1Cr10Co6MoVNb 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Co
0.06～0.11	0.60～1.15	0.10～0.70	≤0.020	≤0.028	9.80～11.20	0.20～0.80	0.50～1.00	0.10～0.35	0.20～0.45	5.00～7.00

4.3.3　典型热处理、生产工艺及供应状态

热处理制度：(1 170 ± 10)℃，油淬 + 600～650℃，空冷，回火两次。供应状态为退火并去氧化皮。采用电弧炉 + 真空自耗电极重熔或真空感应 + 真空自耗电极重熔。

4.3.4　物理性能

1）密度　$\rho = 7.85\ g/cm^3$。

2）电阻率　$\rho = 71.9 \times 10^{-8}\ \Omega \cdot m$。

3）热导率　见表 13.12-45。

4）比热容　见表 13.12-46。

5）线胀系数　见表 13.12-47。

表 13.12-45　1Cr10Co6MoVNb 钢的热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	550	600	700	750
λ/ $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	24.6	25.5	26.3	27.1	27.6	28.1	28.2	28.5	28.5

表 13.12-46　1Cr10Co6MoVNb 钢的比热容

θ/℃	20	100	200	300	400	500	550	600	700	750
$c/J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	398	426	454	487	532	651	739	1 058	865	714

表 13.12-47　1Cr10Co6MoVNb 钢的线胀系数

θ/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
a_l/ $10^{-6}K^{-1}$	9.6	9.9	10.4	10.7	11.1	11.3

6）弹性模量　$E = 216$ GPa。

7）切变模量　$G = 86$ GPa。

8）泊松比　$\mu = 0.26$。

9）相变温度　见表 13.12-48。

4.3.5　化学性能

1）抗氧化性能　见表 13.12-49。

表 13.12-48　1Cr10Co6MoVNb 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	760	815	360	180

表 13.12-49　1Cr10Co6MoVNb 钢的抗氧化性能

试验温度/℃	700			
保持时间/h	25	50	75	100
氧化增重/$g \cdot m^{-2}$	0.24	0.98	1.13	1.14
氧化速度/$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$	0.009 1	0.019 6	0.014	0.013
外观	均匀，有金属光泽	均匀	均匀，灰棕色	
结论	在 700℃下属于完全抗氧化级			

2）耐腐蚀性能

700℃完全抗氧化。在 3.5%NaCl 水溶液中交替腐蚀失重为 0.004 8 g/cm^2（48 天）。在 3.5%NaCl 溶液中的交替腐蚀性能见表 13.12-50。

表 13.12-50　1Cr10Co6MoVNb 钢在 3.5%NaCl 溶液中的交替耐腐蚀性能

试验前试样平均质量/g	试验后试样平均质量/g	平均质量损失/g	平均单位面积失重/$g \cdot cm^{-2}$
19.20	19.07	0.13	0.004 8

4.3.6　力学性能

（1）典型热处理及性能　见表 13.12-51。

表 13.12-51　1Cr10Co6MoVNb 钢的典型热处理及性能

<table>
<tr><th>热处理制度</th><th>σ_b/MPa</th><th>σ_{0.2}/MPa</th><th>δ/%</th><th>ψ/%</th><th>σ_{bH}/MPa</th><th>σ_{0.15/100}/MPa</th><th>HBS</th></tr>
<tr><td>(1 170 ± 10)℃，油淬 + 600～650℃空冷，回火两次</td><td rowspan="2">1 000～1 140</td><td rowspan="2">≥880</td><td rowspan="2">≥12</td><td rowspan="2">≥40</td><td rowspan="2">≥1 540</td><td>325</td><td rowspan="2">321～352</td></tr>
<tr><td>(1 170 ± 10)℃，油淬 + (610 ± 5)℃ × 5 h，空冷 + (−70 ± 10)℃，≥15 min + 610～640℃ × 5 h，空冷</td><td>—</td></tr>
</table>

（2）不同温度对热处理对力学性能的影响

1）不同温度下的力学性能　如图 13.12-21 所示。

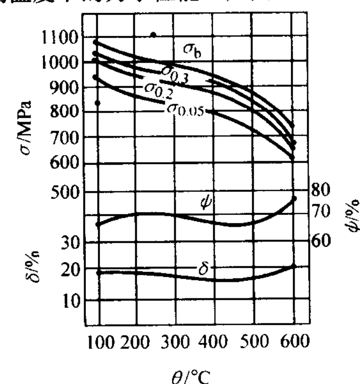


图 13.12-21　不同温度下 1Cr10Co6MoVNb 钢的力学性能

2）1 170℃油淬后不同温度回火 5 h 后的硬度曲线　如图 13.12-22 所示。

3）不同淬火温度对室温力学性能的影响　如图 13.12-23 和图 13.12-24 所示。

4）不同温度回火对室温拉伸、冲击性能的影响　如图 13.12-25 和图 13.12-26 所示。

5）不同温度第二次回火对室温拉伸性能的影响如图 13.12-27 所示。

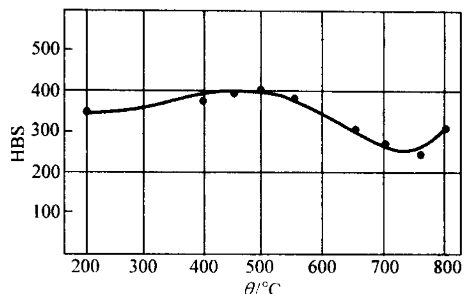


图 13.12-22 1 170℃油淬后不同温度回火 5 h 后 1Cr10Co6MoVNb 钢的硬度曲线

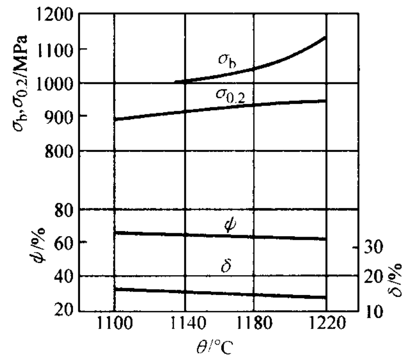


图 13.12-23 不同淬火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢的拉伸性能的影响

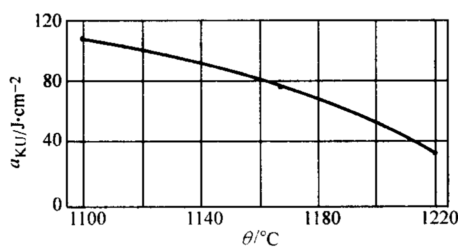


图 13.12-24 不同淬火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢的冲击韧度的影响

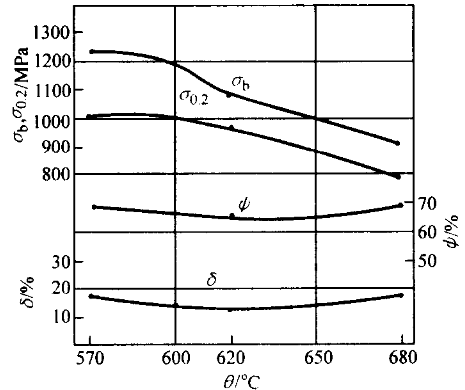


图 13.12-25 不同回火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢的拉伸性能的影响

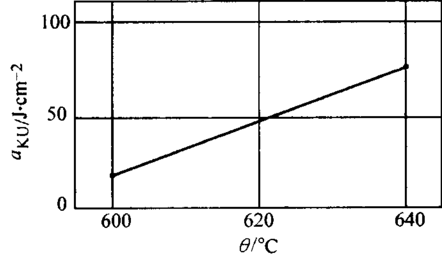


图 13.12-26 不同回火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢的冲击韧度的影响

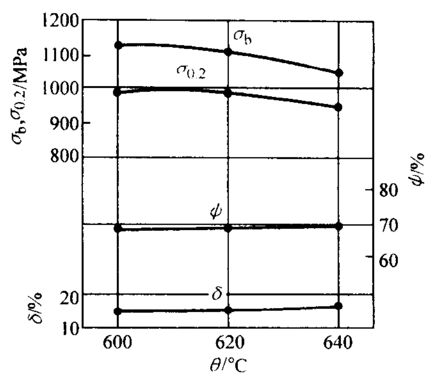


图 13.12-27 不同温度第二次回火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢室温拉伸性能的影响（热处理：1 170℃油淬 + 620℃ × 2 h 空冷 + 回火）

(3) 持久和蠕变性能

1) 高温持久性能 如图 13.12-28 所示。

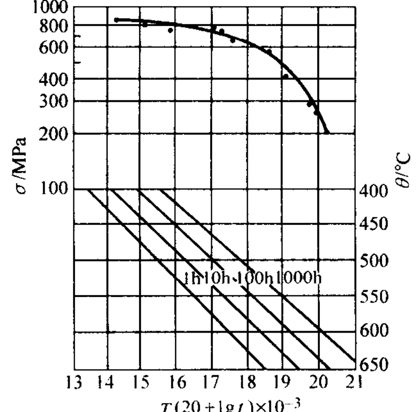


图 13.12-28 1Cr10Co6MoVNb 钢的高温持久性能
T 的单位为 K，t 的单位为 h

2) 高温蠕变性能 不同温度下的蠕变性能见表 13.12-52。不同淬火温度、回火温度对蠕变性能的影响如图 13.12-29 和图 13.12-30 所示。

表 13.12-52 不同温度下 1Cr10Co6MoVNb 钢的蠕变性能
（热处理状态：1 170℃，油淬 + 600 ~ 650℃，空冷，回火两次）

θ/℃	σ/MPa	T/h	δ_t/%	δ_e/%	δ_p/%
450	580	100	0.428	0.331	0.097
500	495		0.371	0.300	0.071
550	325		0.282	0.213	0.068

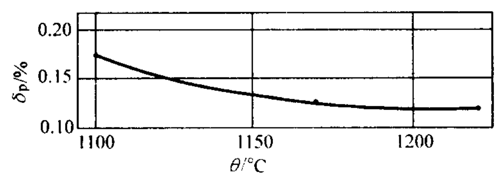


图 13.12-29 不同淬火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢蠕变性能的影响（指定淬火温度 + 620℃ × 2 h，空冷 + 640℃ × 2 h，空冷）

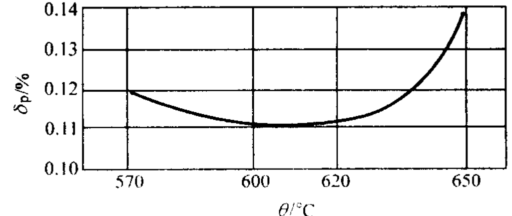


图 13.12-30 不同回火温度对 1Cr10Co6MoVNb 钢的蠕变性能的影响（1 170℃、油淬 + 指定温度回火两次）

(4) 疲劳性能

1) 高周疲劳 室温旋转弯曲疲劳曲线如图13.12-31所示。

2) 低周疲劳 室温低周疲劳曲线如图13.12-32所示。

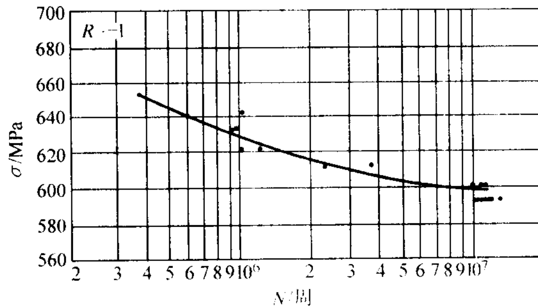


图13.12-31 1Cr10Co6MoVNb钢的旋转弯曲疲劳曲线
(1 170℃油淬+600~650℃，回火两次)

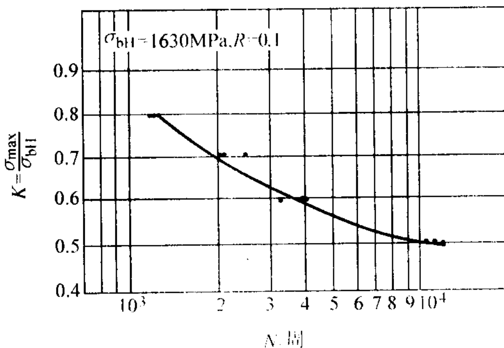


图13.12-32 1Cr10Co6MoVNb钢的低周疲劳曲线
(1 170℃油淬+600~650℃，回火两次) σ_{bH} = 1 630 MPa

4.3.7 工艺性能与要求

1) 成形性能 热加工性能良好，加热温度为1 150℃，开锻温度为1 050℃，终锻温度不低于850℃，锻后应缓冷。

2) 零件的热处理工艺 1 170℃油淬+600~650℃×2 h，空冷，回火两次。

3) 切削加工与磨削性能 具有良好的切削加工及磨削性能，可以进行车、刨、铣、钻及磨削加工。

4.4 00Cr13Ni5Mo

4.4.1 材料牌号介绍

00Cr13Ni5Mo是一种超低碳马氏体不锈钢。该钢具有良好的强度、韧性、可焊性以及耐磨性能。适用于厚截面尺寸且要求可焊性良好的使用条件，例如大型水电站转轮和转轮下环等。

4.4.2 分学成分（见表13.12-53）。

表13.12-53 00Cr13Ni5Mo钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo
≤0.03	0.40~1.00	≤0.80	≤0.035	≤0.035	12.0~14.0	4.0~6.0	0.50~1.00

4.4.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

热处理制度：(1 080±10)℃，空冷+600℃，空冷。采用电弧炉+VOD冶炼。

4.4.4 物理性能

1) 密度 ρ=7.73 g/cm³。

2) 电阻率 见表13.12-54。

表13.12-54 00Cr13Ni5Mo钢的电阻率 ρ

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700
$\rho/10^{-8}$ Ω·m	88.3	92.1	95.1	99.4	103.8	108.2	112.0

3) 热导率 见表13.12-55。

表13.12-55 00Cr13Ni5Mo钢的热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700
λ/W·m⁻¹·K⁻¹	29.31	31.40	33.50	35.59	37.56	39.57	41.66

4) 线胀系数 见表13.12-56。

表13.12-56 00Cr13Ni5Mo钢的线胀系数

θ/℃	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	9.7	10.2	10.6	10.6	11.2	12.1

5) 弹性模量 见表13.12-57。

表13.12-57 00Cr13Ni5Mo钢的弹性模量

温度/℃	100	200	300	400	500	600
E/GPa	210	204	199	193	186	179

6) 相变温度 见表13.12-58。

表13.12-58 00Cr13Ni5Mo钢的相变温度

相变点	Ac_1	Ac_3	M_s	M_f
θ/℃	635	770	140	65

4.4.5 耐磨蚀性能

00Cr13Ni5Mo钢在含泥砂的水中磨蚀性能优于奥氏体不锈钢和一般马氏体不锈钢，见表13.12-59。

表13.12-59 00Cr13Ni5Mo钢的耐磨蚀性能

钢号	硬度 HB	试验时间 /h	磨损速度 /mg·cm⁻²·h⁻¹
ZG30	121	4	7.47
0Cr18Ni9	158	4	4.63
0Cr13Ni4	253	4	4.87
0Cr13Ni6	269	4	4.80
17-4PH	321	4	4.35
00Cr13Ni5Mo	285	4	1.12

注：1. 试验介质——黄河花园口原型砂，含砂量为50 kg/m³。
2. 试验条件——转速为13.24~14.45 m/s。

4.4.6 力学性能

(1) 典型热处理及性能 （见表13.12-60）。

表 13.12-60 00Cr13Ni5Mo 钢的典型热处理及性能（特厚钢板 190 mm）

热处理制度 1 080℃×2 h空冷+600℃×4 h空冷	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
常规	855~860	745	21.0~22.0	62.0	160~190
表面、横向	860	765~775	21.0~22.0	64.0	160~180
心部、横向	855	745	21.0~22.0	62.0	160~190
表面、纵向	855~860	705~775	22.0~25.0	74.0	250~260
心部、纵向	855	715~735	22.0~23.0	69.0~73.0	250~270
Z向	845	725	17.0~18.0	48.0	130

（2）不同温度热处理对力学性能的影响

1）不同热处理制度的力学性能　见表 13.12-61。

表 13.12-61 00Cr13Ni5Mo 钢不同热处理制度下的力学性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}	HB
1 000℃×2 h	1 160	870	7.0	48.0	53	285
1 000℃×2 h+620℃×4 h	920	830	13.0	61.5	108	245
1 000℃×2 h+620℃×4h+560℃×4 h	850	770	17.0	63.0	138	218
1 000℃×2 h+620℃×4 h+580℃×4 h	835	690	18.5	63.0	150	229
1 000℃×2 h+620℃×4 h+600℃×4 h	835	670	14.0	62.0	140	229
1 000℃×2 h+620℃×4 h+620℃×4 h	875	710	11.5	61.5	135	229
1 000℃×2 h+620℃×4 h+640℃×4 h	870	725	18.0	61.5	113	241

2）不同回火制度（1 000℃×2 h+不同回火温度，空冷）下的力学性能　如图 13.12-33 所示。

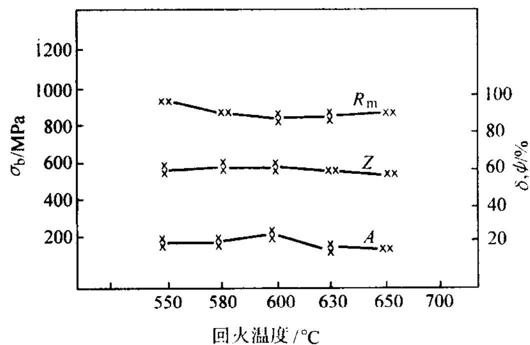


图 13.12-33 不同回火制度下 00Cr13Ni5Mo 钢的力学性能

3）不同回火制度（1 000℃×2 h+不同回火温度，空冷）下的逆转变奥氏体量　如图 13.12-34 所示。

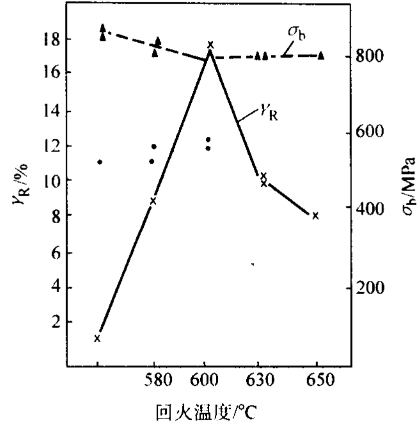


图 13.12-34 不同回火温度下 00Cr13Ni5Mo 钢的逆转变奥氏体量

4）多次回火对力学性能的影响　见表 13.12-62。

表 13.12-62 多次回火对 00Cr13Ni5Mo 钢的力学性能的影响

热 处 理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
1 000℃×2 h+500℃×4 h	1 010	980	13.0	58.0	93
1 000℃×2 h+500℃×4 h+600℃回火一次	860	690	20.0	60.0	125
1 000℃×2 h+500℃×4 h+600℃回火二次	850	655	23.0	72.0	154
1 000℃×2 h+700℃×4 h	995	—	13.0	56.0	98
1 000℃×2 h+700℃×4 h+600℃回火一次	915	695	13.0	57.0	102
1 000℃×2 h+700℃×4 h×600℃回火二次	785	570	23.0	64.0	142

（3）不同焊接方法焊接后接头的力学性能

1）自动氩弧焊焊接后接头的力学性能　见表 13.12-63。

表 13.12-63 自动氩弧焊焊接后 00Cr13Ni5Mo 钢接头的力学性能

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
焊后 500℃	920	855	12	46	105
焊后 600℃	885	715	16	58	88
焊后 650℃	935	570	21	59	104
焊后 700℃	950	585	15	58	88

2）半自动氩弧焊焊接后接头的力学性能　见表 13.12-64。

表 13.12-64 半自动氩弧焊焊接后 00Cr13Ni5Mo 钢接头的力学性能

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
焊后	930	460	15		215
焊后 550℃	845	440	19	58	165
焊后 600℃	780	560	21	64	115
焊后 650℃	900	730		72	112

3）手工电弧焊焊接后接头的力学性能　见表 13.12-65。

表 13.12-65　手工电弧焊焊接后 00Cr13Ni5Mo 钢接头的力学性能

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
焊后	905	385	14	49	
焊后 550℃	910	845	16	62	80
焊后 600℃	895	810	17	69	84
焊后 650℃	920	670	18	63	103
焊后 700℃	940	700	15	61	53

4）焊接后接头的汽蚀性能　如图 13.12-35 所示。

5）手工电弧焊焊接后接头的冲击吸收功　如图 13.12-36 所示。

（4）高温拉伸性能（表 13.12-66）。

（5）裂纹扩展速率（图 13.12-37）。

（6）疲劳性能（图 13.12-38）。

4.4.7　工艺性能与要求

1）成形性能　热加工性能和热弯成形性能良好。

2）焊接性能　具有良好的焊接性能，如前所述。

4.5　0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P

4.5.1　材料牌号介绍

0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P（HNM）是一种奥氏体沉淀硬化不锈钢。具有良好的高温蠕变性能，无过时效，具有很小的磁导率。一般用于变压器零件、非磁球体、航空结构件和发动机零部件以及轴、齿轮等。

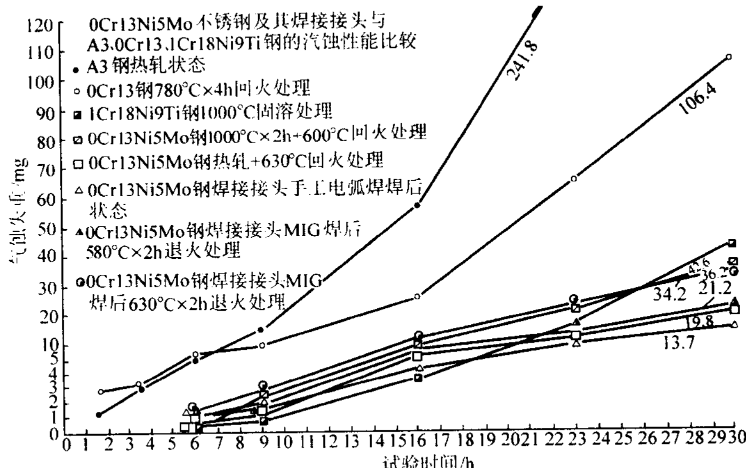


图 13.12-35　焊接后 00Cr13Ni5Mo 钢接头的气蚀性能

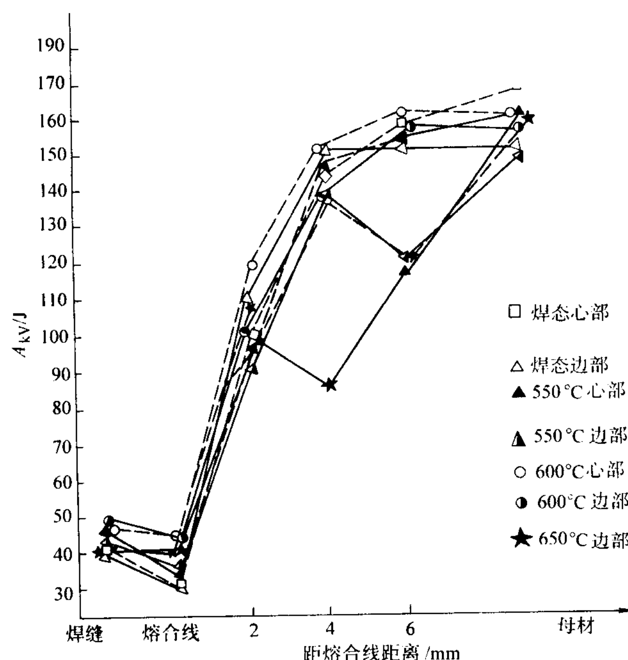


图 13.12-36　手工电弧焊焊接 00Cr13Ni5Mo 钢接头的冲击吸收功

表 13.12-66　00Cr13Ni5Mo 钢的高温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
200	890	815	15	71
300	885	780	13	70
400	855	735	13	66

续表 13.12-66

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
500	655	620	21	80
600	430	360	45	87
700	215	145	103	88
800	150	100	74	73
900	90	60	75	57
1 000	55	40	63	52
1 100	35	25	92	82
1 200	20	10	84	

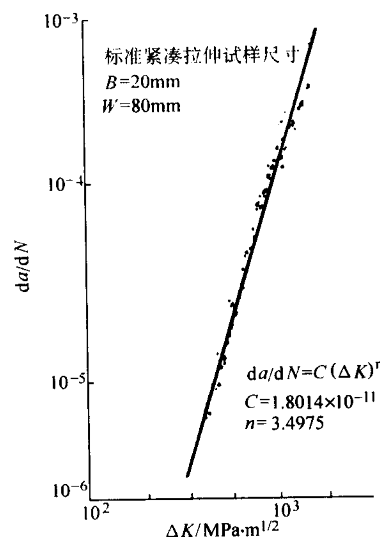


图 13.12-37　00Cr13Ni5Mo 钢的裂纹扩展速率

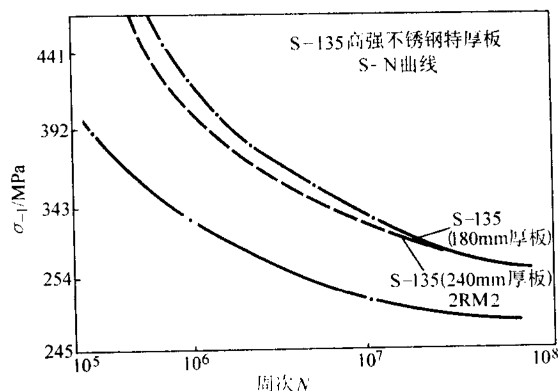


图 13.12-38 00Cr13Ni5Mo 钢的疲劳性能

4.5.2 化学成分（表 13.12-67）。

表 13.12-67 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5 钢的化学成分

（质量分数） %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni
0.30	3.5	0.50	0.025	0.25	18.5	9.5

4.5.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

热处理制度为退火 1 000～1 180℃，固溶 1 120℃，时效 700℃/空冷。固溶状态供应。

4.5.4 物理性能

1）密度 $\rho = 7.85$ g/cm^3。

2）电阻率 如图 13.12-39 所示。

3）线胀系数 如图 13.12-40 所示。

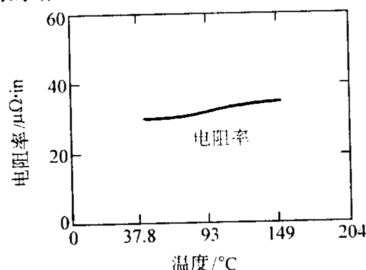


图 13.12-39 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P 钢的电阻率

（1 in = 25.4 mm）

4）磁导率

① $H = 200 \times 10^{-4}$ T 时最大相对磁导率为 1.003。

② $H = 500 \times 10^{-4}$ T 时最大相对磁导率为 1.003。

5）弹性模量 室温 E 为 290 GPa。

4.5.5 耐腐蚀性能

该钢在一般气氛中具有良好的抵抗锈斑和凹坑状浸蚀能力。

4.5.6 力学性能

（1）典型热处理及性能（见表 13.12-68）

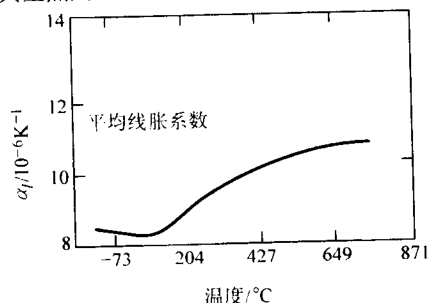


图 13.12-40 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P 钢的线胀系数

（0.5 in 棒材取样）

表 13.12-68 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5 钢的典型热处理及性能

	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	HB
棒材	固溶 1 120℃ × 30 min 油淬	810	390	57	60	192
	固溶 1 120℃ 水淬 + 时效 700℃ × 16 h	1 150	630	23	38	302
薄板	固溶 1 120℃ × 15 min 油淬	740	380	48		
	固溶 1 120℃ 水淬 + 时效 700℃ × 16 h	930	625	11		

（2）不同温度热处理对力学性能的影响

1）不同固溶温度的力学性能如图 13.12-41 所示。

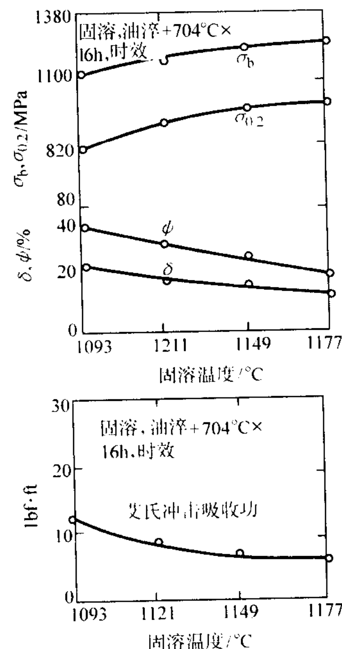


图 13.12-41 不同固溶温度下 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P 钢的力学性能

1 lbf·ft = 1.355 82 N·m

2）不同时效制度（固溶 1 120℃ × 0.5 h，油淬 + 时效温度 × 时效时间）下的力学性能 如图 13.12-42 所示。

3）不同温度对拉伸性能的影响 如图 13.12-43 所示。

4）室温和高温下的冲击韧度 如图 13.12-44 所示。

5）应力应变曲线 如图 13.12-45 所示。

（3）持久性能（图 13.12-46）

（4）疲劳性能曲线（图 13.12-47）

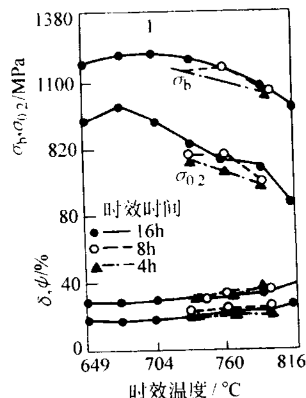


图 13.12-42 不同时效制度下 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P 钢的力学性能

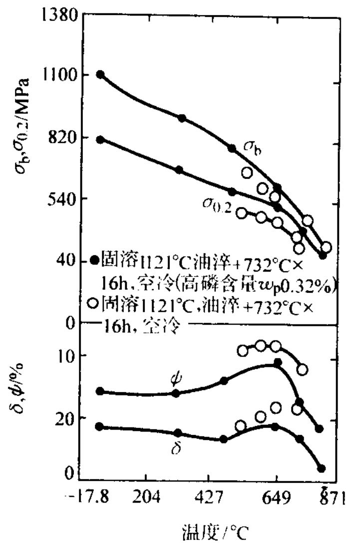


图13.12-43 不同温度对0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P钢的拉伸性能的影响

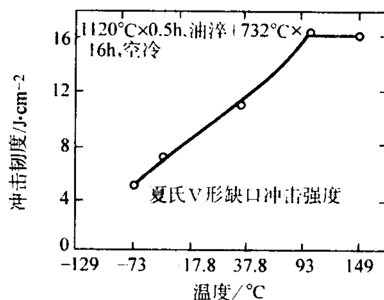


图13.12-44 室温和高温下0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P钢的冲击韧度

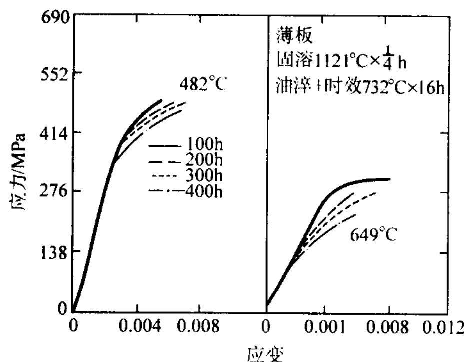


图13.12-45 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P钢的应力应变曲线

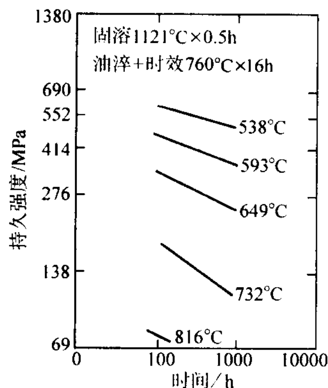


图13.12-46 540℃～820℃0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P钢的持久曲线

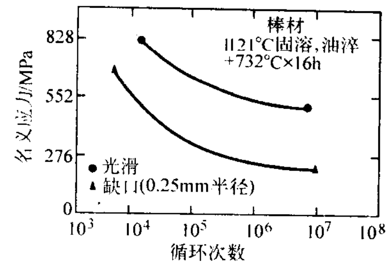


图13.12-47 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P钢的疲劳性能曲线

4.5.7 工艺性能与要求

1）成形性能 开锻温度为1 010～1 070℃，终锻温度为930℃以上。加工硬化很敏感。

2）焊接性能 焊接困难。因其在1 177℃以上温度加热时，在晶界上析出富磷化合物，所以呈热脆性。

3）切削性能 要求准确的大进刀量、刚性装置和锋利刀具。

4.6 0Cr17Ni7Al

4.6.1 材料牌号介绍

0Cr17Ni7Al（17-7PH、09X17H7Ю1、AISI631、SUS631）是一种半奥氏体沉淀硬化不锈钢。该钢固溶处理冷至室温时，仍保留奥氏体组织，因而易于加工成形；通过适当处理最终转变为马氏体组织，达到高强度水平。该钢低温韧性较差，低于-100℃时变脆。在高强度或低温下使用时，抗裂纹扩展性能降低。耐腐蚀性能优于一般马氏体不锈钢，其耐蚀性在某些介质中与18-8型不锈钢相当。可用于350℃以下长期工作的不锈结构件、容器、管道等。主要用于制造耐蚀性好并具有高强度的各种容器、管道、弹簧、膜片等，以及航空薄壁结构件、船轴、压缩机盘、反应堆部件等。

4.6.2 化学成分（表13.12-69）

表13.12-69 0Cr17Ni7Al钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Cu	S	P
≤0.09	≤1.00	≤1.00	16.00～18.00	6.50～7.75	0.75～1.50	≤0.50	≤0.025	≤0.035

4.6.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

TH565：1 050℃，水或空冷+760℃×90 min/空冷至≤15℃+565℃×90 min，空冷。

RH510：1 050℃，水或空冷+950℃×10～30 min，空冷+（-73℃）×4～8 h冷处理+510℃×30～60 min，空冷。

CH480：1 050℃，水或空冷+冷轧或冷拉（变形量60%左右）+480℃×60 min，空冷。

热处理图解见图13.12-3。可采用电弧炉、电弧炉+电渣重熔及真空感应炉等方法熔炼。供应状态为固溶状态、热轧和各种冷变形状态，也可以为铸造状态。

4.6.4 物理性能

1）密度 见表13.12-70。

2）电阻率 见表13.12-71。

表13.12-70 0Cr17Ni7Al钢的密度

热处理制度	固溶状态	TH565	RH510	CH480
ρ/g·cm^{-3}	7.81	7.65	7.65	7.67

表13.12-71 0Cr17Ni7Al钢的电阻率

热处理制度	固溶状态	TH565	RH510	CH480
ρ/10^{-8} Ω·m	80	82	83	84

3）熔化点 1 415～1 450℃。

4）热导率 如图13.12-48所示。

5）比热容 c=460.6 J/（kg·℃）。

6）线胀系数　如图 13.12-49 所示。

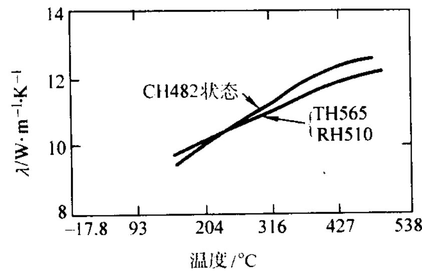


图 13.12-48　0Cr17Ni7Al 钢的热导率

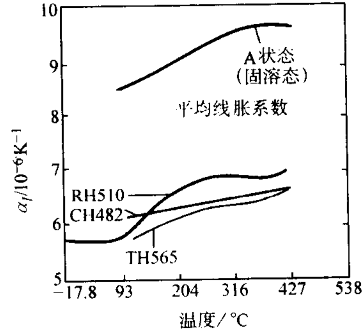


图 13.12-49　0Cr17Ni7Al 钢的线胀系数 α_l

7）磁导率　见表 13.12-72。

表 13.12-72　0Cr17Ni7Al 钢的磁导率

热处理制度	μ（7 958 A/m 时）	μ_{max}
	10^{-6} H/m	
固溶状态	1.76/4.40	1.76/4.52
TH565	100.6/124.4	168.4/261.4
RH510	94.3/109.4	149.6/169.7

8）弹性模量　E 为 203 GPa。

9）相变温度　RH510 状态时，$M_s\approx 13$℃；RH565 状态时，$M_s=90$℃。

4.6.5　化学性能

1）抗氧化性能　与 18-8 型奥氏体不锈钢相近。

2）耐腐蚀性能　耐腐蚀性能介于镍铬奥氏体不锈钢与马氏体不锈钢之间。海水中 6 年，TH480 状态腐蚀率为 3 mm/年。300℃压水堆中，冷加工态，承受 137 MPa 应力没发现应力腐蚀。

4.6.6　力学性能

（1）典型热处理及性能（表 13.12-73）

（2）不同热处理制度的力学性能

1）不同热处理制度的硬度　见表 13.12-74。

2）不同热处理制度的室温拉伸性能　见表 13.12-75。

3）时效温度对薄板拉伸性能的影响　如图 13.12-50 所示。

表 13.12-73　0Cr17Ni7Al 钢的典型热处理及性能

品种与规格		状　态	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	HBS	HRC	HRB	HV
			MPa		%					
			≥							
棒		1 050℃，水冷空冷	≤1 030	≤380	20	—	≤229	—	—	—
棒		TH565	1 140	960	5	25	363	—	—	—
棒		RH510	1 225	1 030	4	10	388	—	—	—
热轧板	—	固溶	≤1 030	≤380	20	—	≤190	—	—	—
热轧板	$\delta\leqslant 3.0$ mm	560℃时效	1 140	960	3	—	—	35	—	345
热轧板	$\delta>3.0$ mm				5					
热轧板	$\delta\leqslant 3.0$ mm	510℃时效	1 230	1 030	—	—	—	40	—	392
热轧板	$\delta>3.0$ mm				4					
冷轧板	—	固溶	≤1 030	≤380	20	—	≤190	—	≤92	≤200
冷轧板	$\delta\leqslant 3.0$ mm	565℃时效	1140	960	3	—	—	35	—	345
冷轧板	$\delta>3.0$ mm				5					
冷轧板	$\delta\leqslant 3.0$ mm	510℃时效	1230	1030	—	—	—	40	—	392
冷轧板	$\delta>3.0$ mm				4					
冷轧带	—	固溶	≤1 030	≤380	20	—	≤190	—	≤92	≤200
冷轧带	$\delta\leqslant 3.0$ mm	560℃时效	1 140	960	3	—	—	35	—	345
冷轧带	$\delta>3.0$ mm				5					
冷轧带	$\delta\leqslant 3.0$ mm	510℃时效	1 230	1 030	—	—	—	40	—	392
冷轧带	$\delta>3.0$ mm				4					
弹簧钢带		固溶状态 + TH565	1 140	960	3	—	—	—	—	345
弹簧钢带		固溶状态 + RH510	1 239	1 030	2	—	—	—	—	390
弹簧钢带		低硬状态 + CH480	1 230	880	2	—	—	—	—	380
弹簧钢带		半硬状态 + CH480	1 420	1 080	—	—	—	—	—	450
弹簧钢带		冷硬状态 + CH480	1 720	1 320	—	—	—	—	—	530

表 13.12-74 不同热处理制度下 0Cr17Ni7Al 钢的硬度

热处理制度	1 050℃固溶	TH565	RH510	CH480
HRC	HRB85～92	38～43	44～48	49

表 13.12-75 不同热处理制度 0Cr17Ni7Al 钢的室温拉伸性能

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
1 050℃	890	275	35
TH565	1370	1280	9
RH510	1 620	1 510	6
CH480	1 820	1 780	2

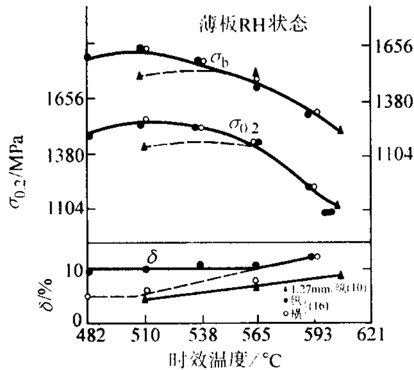


图 13.12-50 时效温度对 0Cr17Ni7Al 钢薄板拉伸性能的影响

4）时效前冷处理对拉伸性能的影响 如图 13.12-51 所示。

5）冷变形量对薄板拉伸性能的影响 如图 13.12-52 所示。

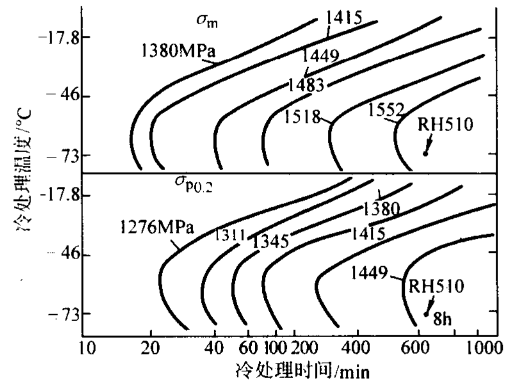


图 13.12-51 时效前冷处理对 0Cr17Ni7Al 钢的拉伸性能的影响

6）应力应变曲线 如图 13.12-53 所示。

7）时效温度对缺口强度的影响 如图 13.12-54 所示。

8）低温对缺口强度的影响 如图 13.12-55 所示。

9）试验温度对冲击吸收功的影响 如图 13.12-56 所示。

10）裂纹长度对断裂强度的影响 如图 13.12-57 所示。

11）试验温度对剪切强度的影响 如图 13.12-58 所示。

（3）高温拉伸性能

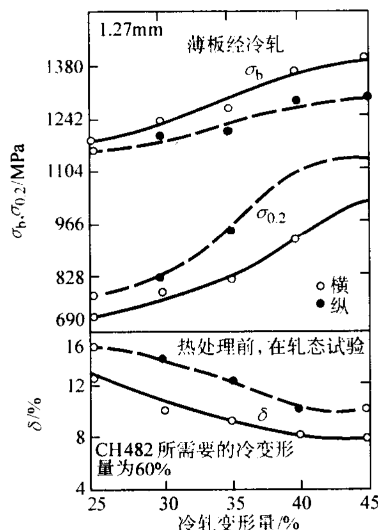
0Cr17Ni7Al 钢的高温（540℃）拉伸性能为 δ_b = 635 MPa。高温保温时间对薄板不同热处理状态拉伸性能的影响 如图 13.12-59 所示。

（4）持久和蠕变性能

光滑和缺口试样的持久曲线见图 13.12-60，蠕变性能曲线如图 13.12-61 所示。

（5）疲劳性能

1）室温和低温弯曲疲劳性能 如图 13.12-62 所示。



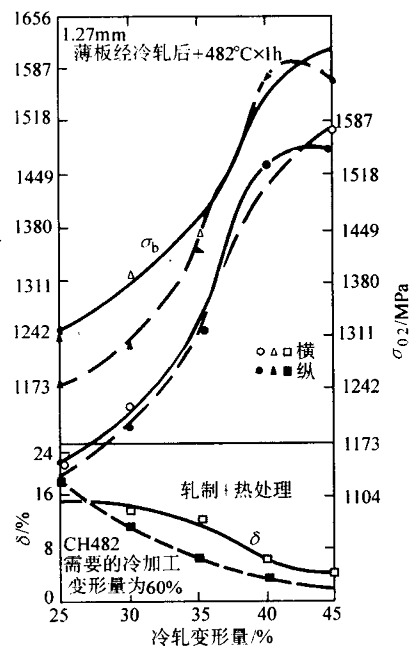


图 13.12-52 冷变形量对 0Cr17Ni7Al 钢薄板拉伸性能的影响

2）缺口试样的室温和低温弯曲疲劳性能 如图 13.12-63 所示。

3）室温和低温下的应变和循环次数疲劳曲线 如图 13.12-64 所示。

4.6.7 工艺性能与要求

1）成形性能 热压力加工开锻（轧）温度约为 1 100℃，终止温度应不低于 950℃，锻、轧后空冷。冷加工硬化倾向较大，在冷轧、冷拉或冲压时宜采用少道次大压下量及多次中间固溶处理的方法。冷加工成品宜在保护气氛中进行固溶处理。固溶状态钢具有良好的冷加工性能。

2）焊接性能 可进行电弧焊或电阻焊，尤其以采用气体保护焊为好。该钢通常在固溶状态下进行焊接，焊前不需要预热，但焊后最好重新固溶，而后按选定工艺处理。焊缝强度通常可达基体强度的 94%～100%。该钢亦适于钎焊，常采用银-锂钎料，在 900～940℃条件下进行氩气保护钎焊，钎焊工序与调整处理结合，焊后进行时效处理。当使用 GMAW

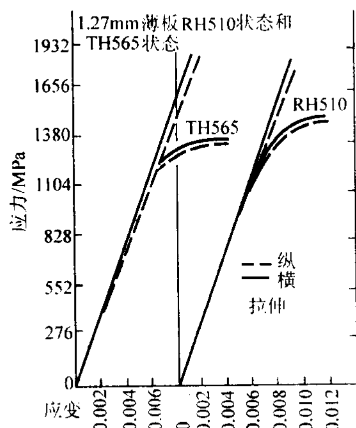


图 13.12-53 0Cr17Ni7Al 钢的应力应变曲线

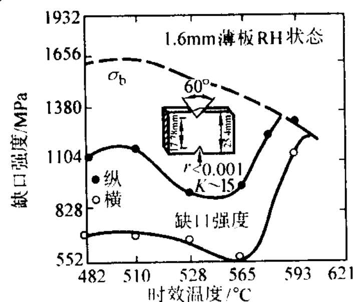


图 13.12-54 时效温度对 0Cr17Ni7Al 钢缺口强度的影响

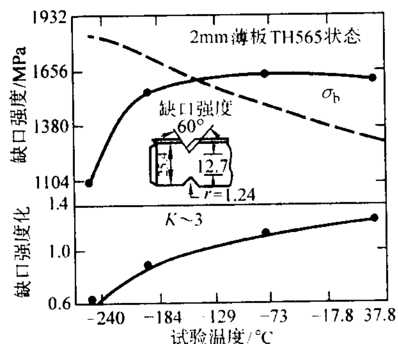


图 13.12-55 低温对 0Cr17Ni7Al 钢缺口强度的影响

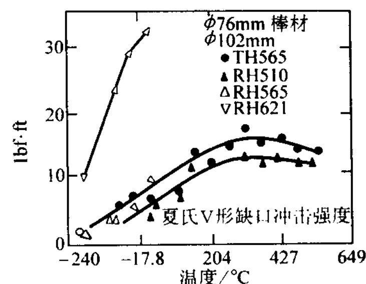


图 13.12-56 试验温度对 0Cr17Ni7Al 钢的冲击吸收功的影响 1 lbf·ft = 1.355 82 N·m

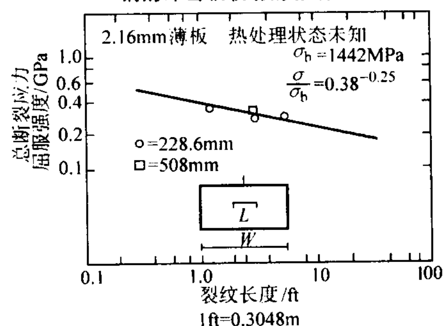


图 13.12-57 裂纹长度对 0Cr17Ni7Al 钢断裂强度的影响

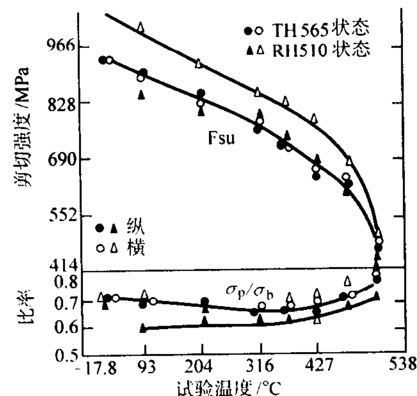
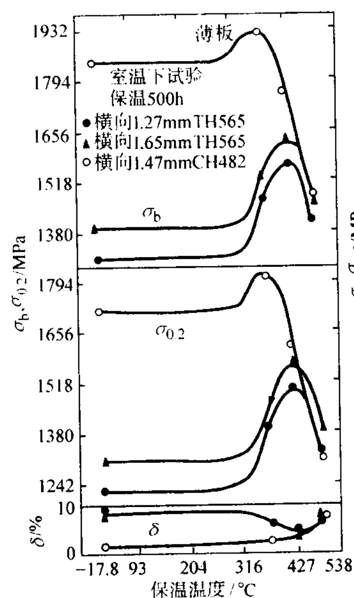


图 13.12-58 试验温度对 0Cr17Ni7Al 钢的剪切强度的影响



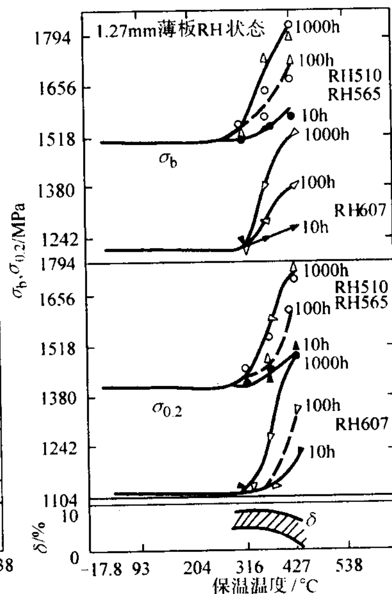


图 13.12-59 高温保温时间对 0Cr17Ni7Al 钢薄板不同热处理状态拉伸性能的影响

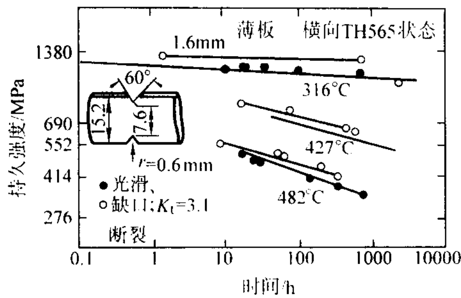


图 13.12-60　0Cr17Ni7Al 钢的光滑和缺口试样的持久曲线

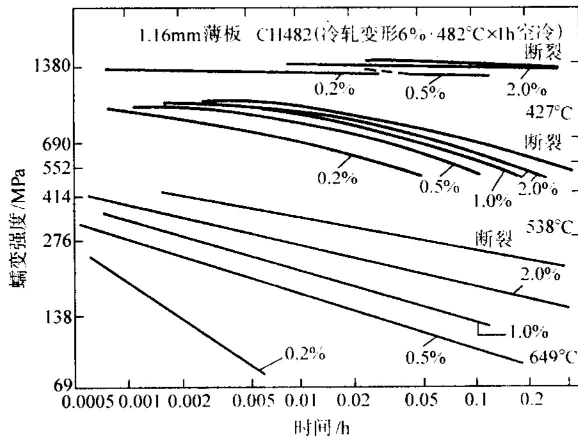


图 13.12-61　0Cr17Ni7Al 钢的蠕变性能曲线

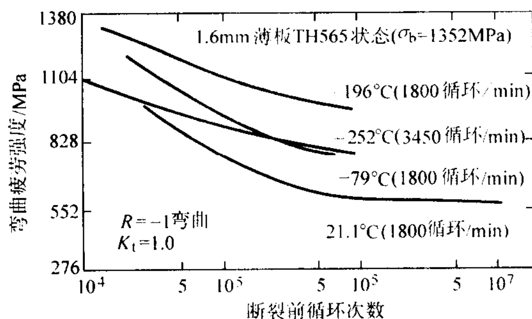


图 13.12-62　0Cr17Ni7Al 钢的室温和低温弯曲疲劳性能

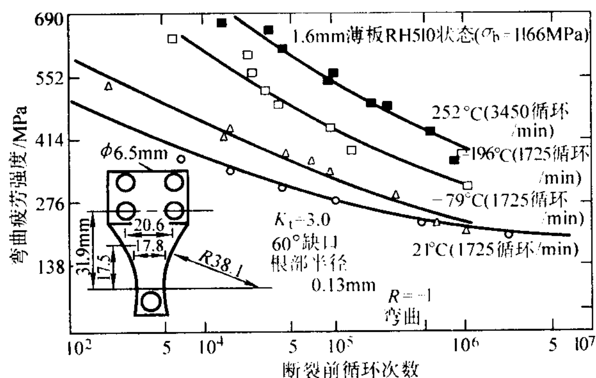


图 13.12-63　0Cr17Ni7Al 钢缺口试样的室温和低温弯曲疲劳性能

(熔化极气体保护焊）焊接方法进行多道焊缝时，最好用氩氦混合气体避免铝的氧化，以得到满意的焊接性能。

3）零件热处理工艺　不推荐采用盐炉加热。高温加热时，比较适用的炉子气氛是空气、干燥氢气、氩气和氦气等，在 760℃以下，只有真空处理可获得无氧化加热。对于

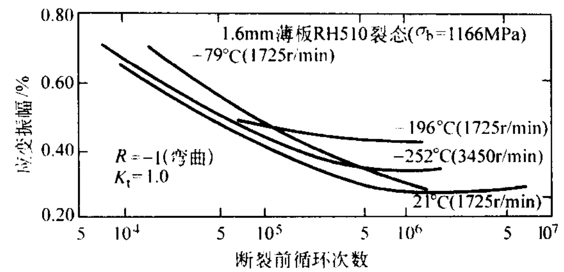


图 13.12-64　0Cr17Ni7Al 钢室温和低温下的应变和循环次数疲劳曲线

薄壁零件，例如壳体、筒体等采用 TH565 制度为宜，因为它不需要将已成形的零件进行高温调整处理，从而避免了氧化、变形等问题。对于棒材加工零件以采用 RH480 制度为宜，可利用生产厂提供的冷拉钢丝或冷轧钢带直接进行产品成形，而后只需低温时效处理即可使用。为了降低缺口敏感性及改善耐腐蚀尤其是耐应力腐蚀性能，可进行不同程度的过时效处理，虽然抗拉强度有所下降，但综合性能会更好。在冷处理时因组织转变而导致尺寸增大约 0.3%～0.4%，而在时效时缩小约 0.02%，对于要求精确尺寸的零件需预先加以考虑。

4）切削加工与磨削性能　冷加工硬化率较高，因此切削时宜采用低速度、大进刀量加工。

4.7　0Cr15Ni7Mo2Al

4.7.1　材料牌号介绍

0Cr15Ni7Mo2Al（PH15-7Mo）是一种半奥氏体沉淀硬化不锈钢。该钢固溶处理冷至室温时，仍保留奥氏体组织，因而易于加工成形；通过适当处理最终转变为马氏体组织，达到高强度水平。在高强度或低温下使用时，抗裂纹扩展性能降低。耐腐蚀性能优于一般马氏体不锈钢，其耐蚀性在某些介质中与 18-8 型不锈钢相当。主要用于制造耐蚀性好并具有高强度的各种容器、管道、弹簧、膜片等，以及航空薄壁结构件、船轴、压缩机盘、反应堆部件等。在国外已用于某些高速飞机的蒙皮、制造蜂窝夹芯与面板。国内已用于制造腈纶纤维纺丝泵的齿轮及轴，化工上的胶体磨，胶片厂的挤压嘴等。

4.7.2　化学成分（表 13.12-76）

表 13.12-76　0Cr15Ni7Mo2Al 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Al	S	P
≤0.09	≤1.00	≤1.00	14.00～16.00	2.00～3.00	6.50～7.75	0.75～1.50	≤0.025	≤0.035

4.7.3　典型热处理、生产工艺及供应状态

1）RH 制度　1 050～1 080℃，水或空冷 + 950℃，空冷 +（-78℃）冷处理 + 510℃时效，空冷。

2）TH 制度　1 050～1 080℃，水或空冷 + 760℃，空冷 + 565℃时效，空冷。

3）CH 制度　1 050～1 080℃，水或空冷 + 冷变形（冷轧或冷拉）+ 480℃时效，空冷。

RH 和 CH 制度的时效温度可以在较大范围内变动，以获得不同强韧性配合。热处理图解见图 13.12-3。可采用非真空感应熔炼、中频感应熔炼、真空感应熔炼、真空感应 + 电渣重熔、非真空感应 + 真空自耗电极重熔等冶炼方法。也可以采用 AOD 及 VOD 等炉外精炼工艺生产。

4.7.4　物理性能

1）密度　见表 13.12-77。

2）电阻率　见表 13.12-78。

表 13.12-77 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的密度

热处理制度	固溶状态	TH565	RH510	CH480
ρ/g·cm^{-3}	7.81	7.68	7.68	7.67

表 13.12-78 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的电阻率

热处理制度	固溶状态	TH565	RH510	CH480
$\rho/10^{-8}\,\Omega\cdot$m	80	82	83	84

3）熔点 1 415～1 450℃。

4）热导率 如图 13.12-65 所示。

5）比热容 c = 461 J/（kg·℃）。

6）线胀系数 如图 13.12-66 所示。

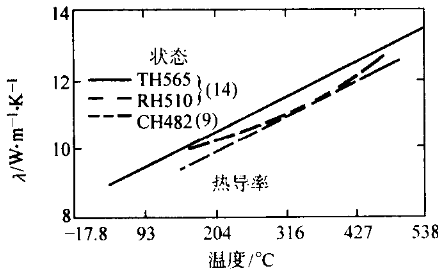


图 13.12-65 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的热导率

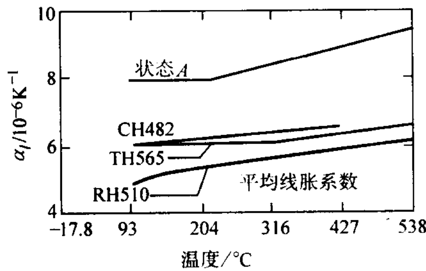


图 13.12-66 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的线（膨）胀系数

7）弹性模量 E 为 199 GPa。

4.7.5 化学性能

1）抗氧化性能 与 18-8 型奥氏体不锈钢相近。

2）耐腐蚀性能 500℃×100 h 氧化速率为 0.000 2 g/m^2·h。耐均匀腐蚀性介于 1Cr12 及 0Cr18Ni9 钢之间。400～450℃或 550～600℃时效，在 $H_2SO_4 + CuSO_4 + H_2O$（沸腾 48 h）中耐晶间腐蚀性优良。在某些介质中的耐腐蚀性能见表 13.12-79。

表 13.12-79 0Cr15Ni7Mo2Al 钢在某些介质中的耐腐蚀性能

热处理制度①	腐蚀介质	温度/℃	时间/h	失重/g	腐蚀速率/g·m^{-2}·h^{-1}	腐蚀后的外观
RH状态	发烟硝酸	15.5	8	0.005	0.172	
				0	0	
	65%硝酸	沸腾	8	0.116 7	5.78	灰色，有些地方腐蚀较轻
				0.130	4.51	
	9.5%硫酸	15.5	24	0.001	0.011 7	表面看不出腐蚀，非打字一面的中间腐蚀轻
				0.628	7.34	
	9.12%盐酸	15.5	24	0.918	10.5	纵向有几条道纹，打字一面上有腐蚀花纹
				0.938	11.1	
TH状态	发烟硝酸	15.5	8	0	0	
				0.002	0.069 7	
	65%硝酸	沸腾	8	0.664	23.0	
				0.675	23.6	
	10%硫酸	15.5	24	1.7	19.8	表面呈灰色
				1.431	16.6	
	10%盐酸	15.5	24	1.098	12.7	表面呈灰色
				1.172	13.6	

4.7.6 力学性能

（1）典型热处理及性能（表 13.12-80）

表 13.12-80 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的典型热处理及性能

热处理状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HB
TH565	1 130	960	7	25	375
RH510	1 230	1 030	6	20	388

（2）不同热处理制度下的力学性能

1）固溶温度对拉伸性能的影响 如图 13.12-67 所示。

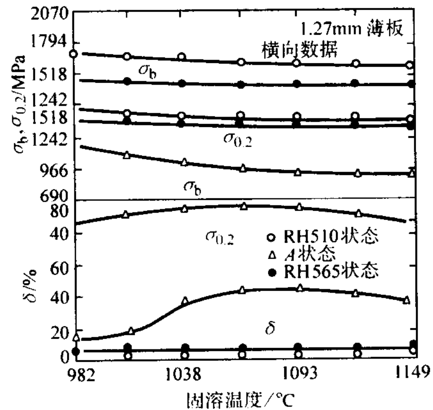


图 13.12-67 固溶温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢拉伸性能的影响

2）时效温度对性能的影响 如图 13.12-68 所示。

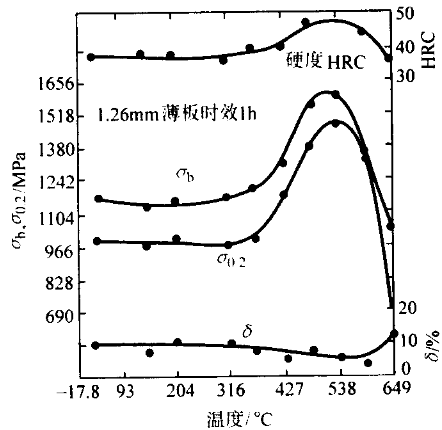


图 13.12-68 时效温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢性能的影响

3）保温温度对拉伸性能的影响　如图 13.12-69 所示。

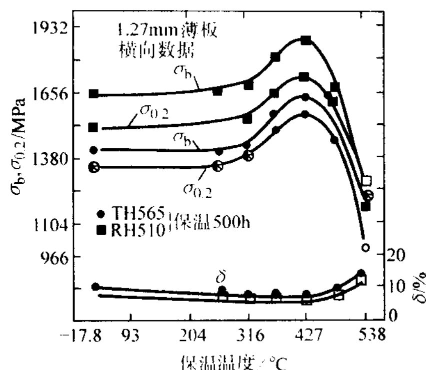


图 13.12-69　保温温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的拉伸性能的影响

4）高温保温时间对强度性能的影响　如图 13.12-70 所示。

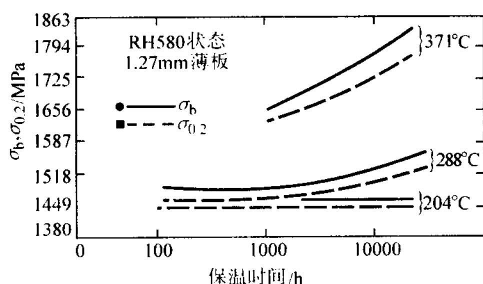


图 13.12-70　高温保温时间对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢强度性能的影响

5）冷变形量对拉伸性能的影响　如图 13.12-71 所示。

6）冷变形量和冷变形温度对屈服强度的影响　如图 13.12-72 所示。

7）应力应变曲线　如图 13.12-73 所示。

8）时效温度对缺口强度的影响　如图 13.12-74 所示。

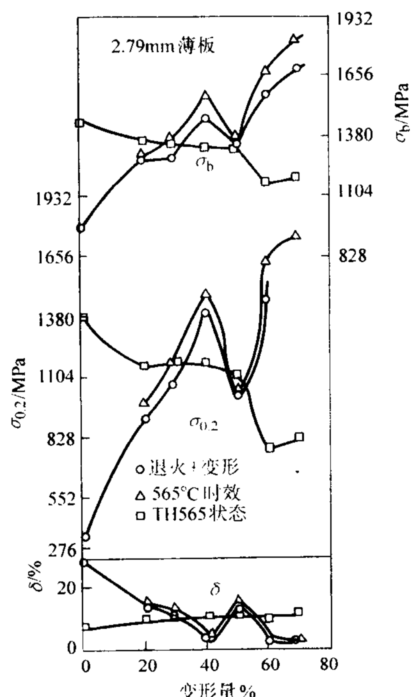


图 13.12-71　冷变形量对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢拉伸性能影响

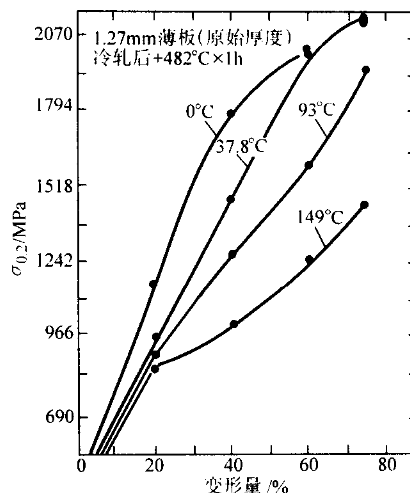


图 13.12-72　冷变形量和冷变形温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢屈服强度的影响

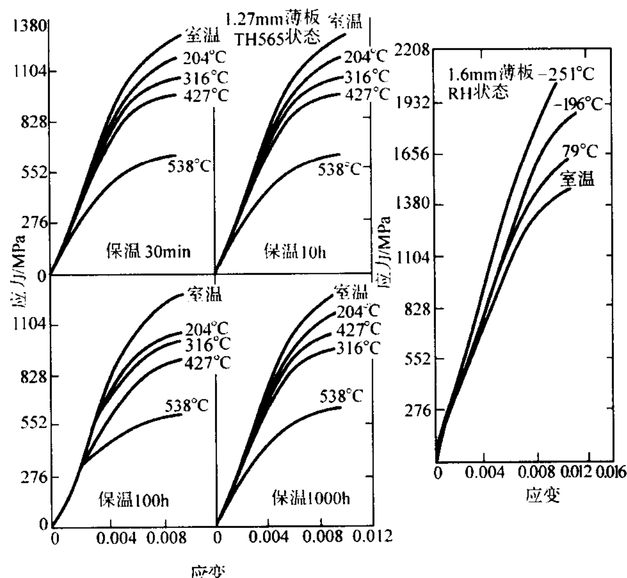


图 13.12-73　0Cr15Ni7Mo2Al 钢的应力-应变曲线

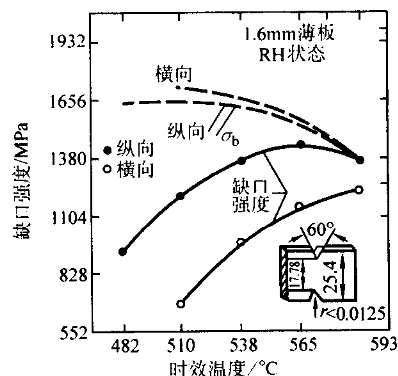


图 13.12-74　时效温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢缺口强度的影响

9）低温对缺口强度的影响　如图 13.12-75 所示。

10）试验温度对缺口和裂纹强度的影响　如图 13.12-76 所示。

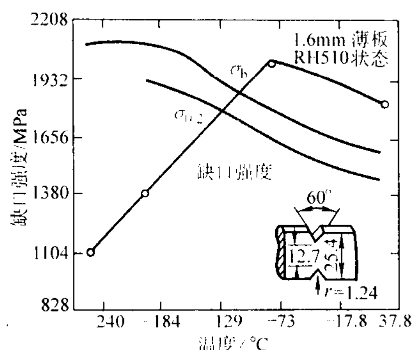


图 13.12-75 低温对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢缺口强度的影响

11）试验温度及其保温时间对缺口强度的影响 如图 13.12-77 所示。

12）低温试验对力学性能的影响 如图 13.12-78 所示。

13）试验温度对拉伸性能的影响 如图 13.12-79 所示。

（3）高温拉伸性能（表 13.12-81）

（4）试验温度对剪切性能的影响（图 13.12-80）

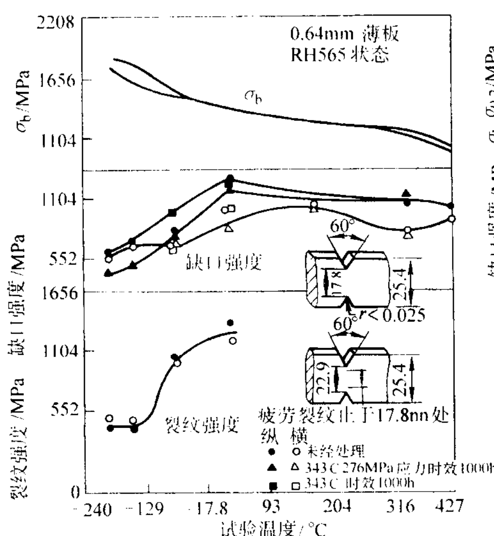
（5）持久和蠕变性能

0Cr15Ni7Mo2Al 钢的持久曲线见图 13.12-81，蠕变性能曲线见图 13.12-82。

（6）疲劳性能

1）S－N 疲劳曲线（光滑和缺口）如图 13.12-83 所示。

2）不同温度下的疲劳曲线（光滑和缺口） 如图 13.12-84 所示。



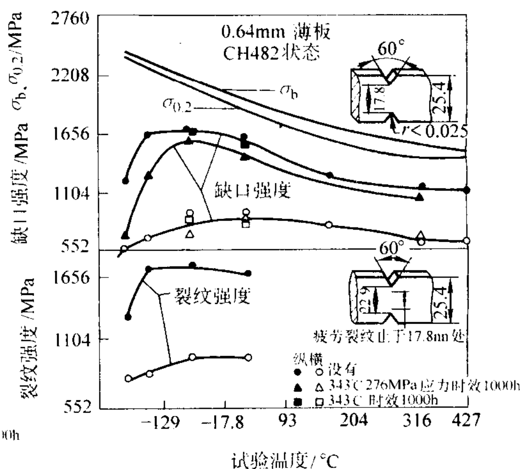


图 13.12-76 试验温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的缺口和裂纹强度的影响

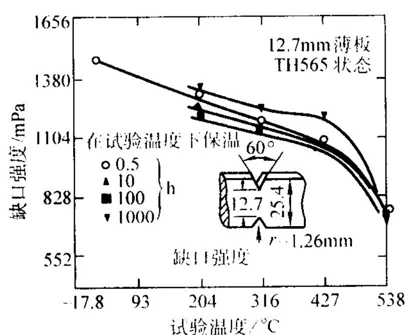


图 13.12-77 试验温度及其保温时间对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢缺口强度的影响

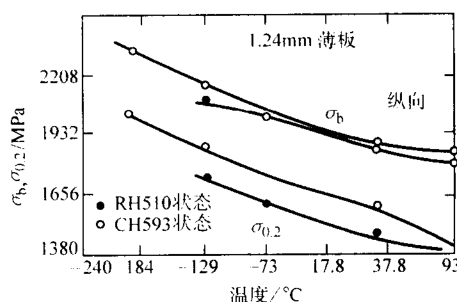
（7）裂纹扩展速率曲线（图 13.12-85）

4.7.7 工艺性能与要求

（1）成形性能 热压力加工开锻（轧）温度约为 1 100℃，终止温度应不低于 960℃，锻、轧后空冷。冷加工硬化倾向较大，在冷轧、冷拉或冲压时宜采用少道次大压下量及多次中间固溶处理的方法。冷加工成品宜在保护气氛中进行固溶处理。固溶状态钢具有良好的冷加工性能。

（2）焊接性能 可进行电弧焊或电阻焊，尤其以采用气体保护焊为好。该钢通常在固溶状态下焊接，焊前不需要预热，但焊后最好重新固溶，而后按选定工艺处理。采用同成分填充材料焊接，经回火组织中含有体积分数为 15% 的 δ-铁素体。不同焊条的单道焊缝使用氮气保护；多道焊缝焊接采用改进的焊丝（WPH13-7Mo 焊丝）有助于降低焊缝中形成 δ-铁素体的含量。

1）点焊性能 见表 13.12-82。



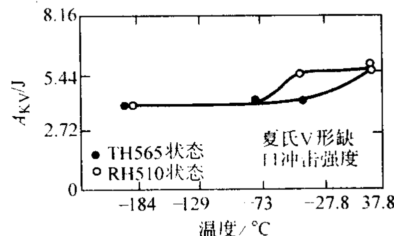


图 13.12-78 低温试验对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢力学性能的影响

2）滚焊性能 见表 13.12-83。

3）氩弧焊后性能 见表 13.12-84。

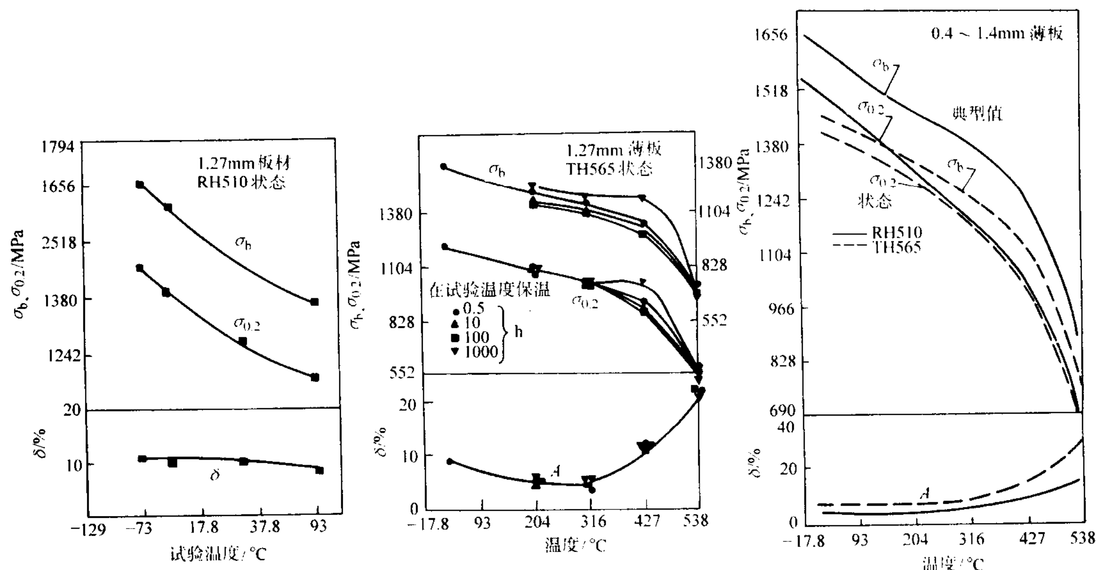


图 13.12-79 试验温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢拉伸性能的影响

表 13.12-81 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的高温拉伸性能

热处理状态	试验温度/℃	σ_b/MPa	δ/%
TH565	480	960	16
	510	855	23
	540	770	25
RH510	480	1 170	16
	510	1 050	16
	540	885	22
	600	550	43
	650	365	69

氩弧焊后持久强度 $\sigma^{450℃}=1\ 080$ MPa。

（3）切削加工与磨削性能 机械加工工艺可参照 18-8 型不锈钢，一般产品通常在固溶、锻造或热轧状态进行切削加工，加工性能略优于 1Cr18Ni9Ti 钢。对尺寸要求精密的零件，为防止马氏体转变时尺寸增大，造成变形或超差，可在冷处理或冷变形后进行切削加工，时效处理后进行磨削加工。宜用低速大吃刀量加工，以免引起加工硬化。

4.8 0Cr16Ni6

4.8.1 材料牌号介绍

0Cr16Ni6（07X16H6）是一种沉淀硬化不锈钢。该钢固溶处理冷至室温具有奥氏体和马氏体组织，良好的热加工性能和冷变形性，通过冷处理或冷变形转变为马氏体组织，再经时效处理获得高强度，缺口敏感性较低，对氢脆不敏感，并有较好的耐应力腐蚀性能。适用于制造飞机、发动机重要受力构件和其他飞行器零件以及飞机的发动机吊挂等中温承力构件。可用于制造低温环境下某些受力零件，推广使用在醋酸、乳品和盐类介质中。

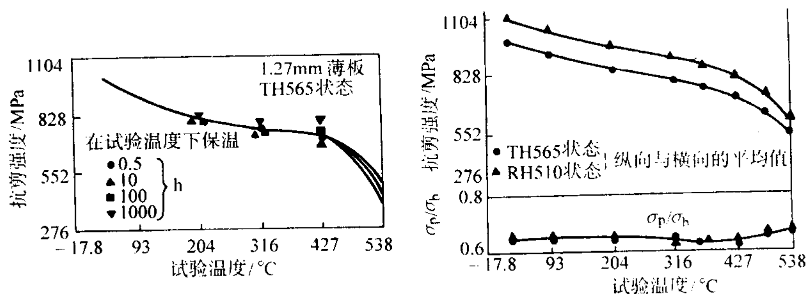


图 13.12-80 试验温度对 0Cr15Ni7Mo2Al 钢剪切性能的影响

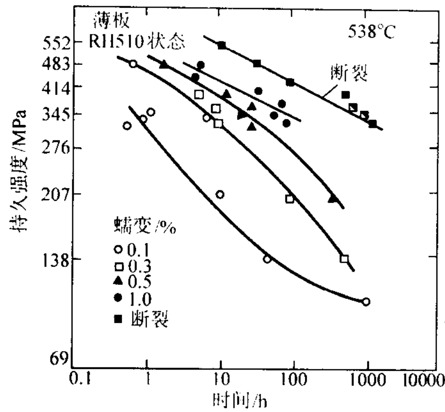


图 13.12-81 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的持久曲线

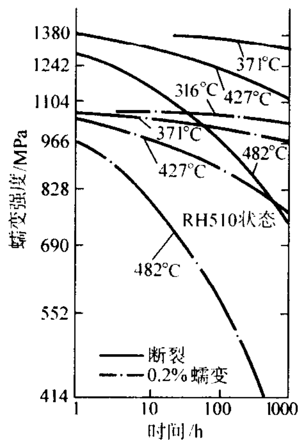


图 13.12-82 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的蠕变性能曲线

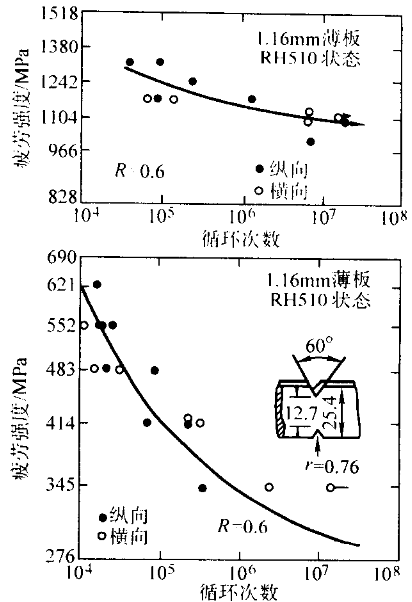


图 13.12-83 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的 S－N 疲劳曲线（光滑和缺口）

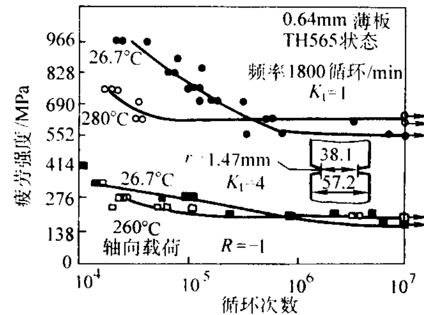
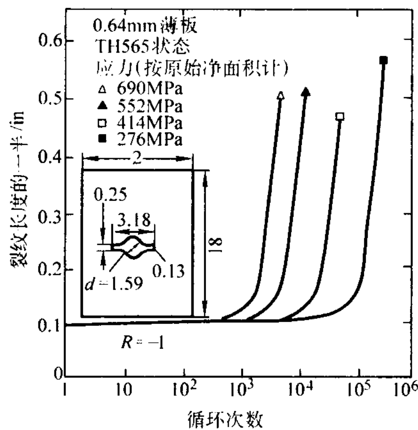


图 13.12-84 不同温度下 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的疲劳曲线（光滑和缺口）



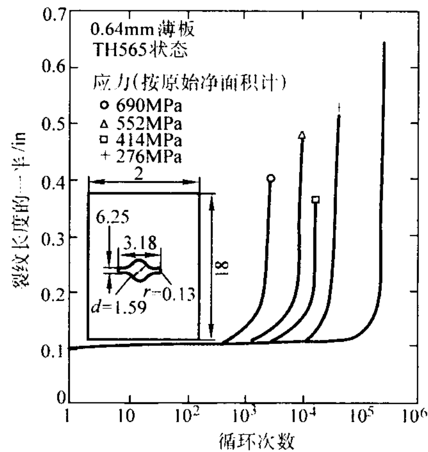


图 13.12-85 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的裂纹扩展速率曲线

1 in = 25.4 mm

表 13.12-82 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的点焊性能

材料状态	试验温度/℃	焊点核心直径/mm	焊点平均总负荷/N	焊点数
焊前热处理	20	3.5～4.0	7 522	7
焊后热处理		3.8～4.0	7 473	6
焊前热处理	450	4.0	5 815	6
焊后热处理		3.5～4.5	6 090	6

注：焊前热处理为 1 050℃空冷＋950℃空冷＋（－70℃）×2 h＋450℃×1 h空冷，焊接。焊后热处理为 1 050℃空冷，焊接，焊后 950℃空冷＋（－70℃）×2 h＋450℃×1 h空冷。材料厚度为 1.3 mm。

表 13.12-83 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的滚焊性能

材料状态	试验温度/℃	焊缝宽度/mm	焊缝强度/MPa	焊缝强度系数/%
焊前热处理	20	5	975	70
焊后热处理		5	1 170	84
焊前热处理	450	5	811	68.4
焊后热处理		5	839	71.3

表 13.12-84 0Cr15Ni7Mo2Al 钢的氩弧焊后性能

材料状态	试验温度/℃	焊接试样性能			与基体金属性能之比		
		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	σ_b:(焊)/(基)	$\sigma_{0.2}$:(焊)/(基)	δ:(焊)/(基)
		MPa		%	%		
焊前热处理	20	1 000	610	9.0	73.5	51.5	66
焊后热处理		1 300	1 070	10.7	94	91	78
焊前热处理	450	685	545	3.1	60	66.7	49
焊后热处理		1 120	775	4.2	98	94	66

4.8.2 化学成分（表 13.12-85）

表 13.12-85 0Cr16Ni6 钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	N	S	P
0.05 ~ 0.09	0.30 ~ 0.80	0.30 ~ 0.80	15.00 ~ 17.00	5.00 ~ 7.50	≤0.05	≤0.10	0.020	≤0.030

4.8.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

0Cr16Ni6 钢的典型热处理制度为：1 000℃，水冷 + (−70 ~ −80)℃ × 2 h + 420℃ × 1 h，空冷。供应状态为：热轧或退火。采用电弧炉、电弧炉 + 电渣重溶以及其他炉外精炼方法进行冶炼。

4.8.4 物理性能

1）密度 $\rho = 7.8\ g/cm^3$。

2）电阻率 $\rho = 83.7 \times 10^{-8}\ \Omega \cdot m$。

3）熔点 1 360 ~ 1 450℃。

4）热导率、比热容和热扩散率 见表 13.12-86。

表 13.12-86 0Cr16Ni6 钢的热导率、比热容和热扩散率

温度/℃	热扩散率 $/10^{-6}m^{-2}\cdot s^{-1}$	比热容 $/J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	热导率 $/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$
25	3.87	468	14.2
100	4.00	500	15.7
200	4.12	544	17.6
300	4.19	588	19.4
400	4.21	631	20.9
500	4.17	675	22.1
600	4.07	718	22.9
650	4.00	740	23.2

（5）线胀系数 见表 13.12-87。

表 13.12-87 0Cr16Ni6 钢的线胀系数

温度/℃	平均线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$
15	0
100	13.1
200	13.6
300	13.9
400	14.1
500	14.4
600	14.6
700	14.9
800	15.1

（6）弹性模量、切变模量、泊松比 见表 13.12-88。

表 13.12-88 0Cr16Ni6 钢的弹性模量、切变模量、泊松比

温度/℃	弹性模量/GPa	切变模量/GPa	泊松比
26	198.8	78.0	0.274
100	196.6	77.1	0.275
200	191.2	74.7	0.280
300	188.9	71.3	0.290
400	174.9	67.4	0.298
500	164.4	63.0	0.305
600	152.7	58.0	0.316

（7）相变温度 见表 13.12-89。

表 13.12-89 0Cr16Ni6 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	600	650	−10	−80

4.8.5 化学性能

1）抗氧化性能 在 420℃以下的空气及航空燃烧产物的气氛中具有稳定的抗氧化性能。

2）耐腐蚀性能 耐均匀腐蚀性与 1Cr17Ni2 相似，耐晶间腐蚀性满足 L 法要求《不锈耐酸钢晶间腐蚀倾向试验方法》(GB/T 1223—1975)。

3）耐应力腐蚀性能 见表 13.12-90。

表 13.12-90 0Cr16Ni6 钢的耐应力腐蚀性能

试样截面积 /mm²	试验应力 75%$\sigma_{0.2}$/MPa	试验时间 /h	剩余强度 σ_b /MPa
4.7	—	720	1 310
4.9			1 270
4.9	810		1 320
4.8	800		1 320
4.7	—	1 440	1 290
4.8			1 300
4.8	760		1 300
4.8	760		1 280

4.8.6 力学性能

（1）典型热处理及性能（表 13.12-91）

表 13.12-91 0Cr16Ni6 钢的典型热处理及性能

热处理制度	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
1 000℃，水冷 + (−70 ~ −80)℃ × 2 h + 420℃ × 1 h，空冷	20	1 180	930	12	50
	400	930	735	—	—
950℃ × 0.5 h + (−70 ~ −80)℃ × 2 h + 380℃ × 1 h 空冷	20	1 280	1 020	17	71

（2）不同温度热处理对力学性能的影响

1）不同温度的拉伸性能 见表 13.12-92。

表 13.12-92 不同温度下 0Cr16Ni6 钢的拉伸性能

品种	热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.01}$	δ	ψ
			MPa			%	
热轧棒材	1 000℃，水冷+(-70~-80)℃×2 h+420℃×1 h，空冷	20	1 320	1 250	890	19	62
		350	1 280	1 130	—	17	64
		400	1 230	1 030	—	17	65
		450	1 170	980	—	16	63
		500	805	640	—	18	72
锻造棒材	1 000℃，水冷+(-70~-80)℃×2 h+420℃×1 h，空冷	20	1 350	1 290	900	20	61
		350	1 300	1 180	—	16	83
		400	1 190	1 100	—	15	66
		450	1 180	1 030	—	16	65
		500	845	650	—	14	70

2）室温和低温冲击性能 见表 13.12-93。

表 13.12-93 0Cr16Ni6 钢的室温和低温冲击性能

热处理制度	规格/mm	试验温度/℃	A_K/J
1 000℃×0.5 h+(-70~-80)℃×2 h+380℃×2 h，空冷	φ100	20	203
	φ30	20	131
	φ20	20	186
		-20	154
		-40	144
		-60	169

3）硬度 1 000℃，水冷+（-70~-80)℃×2 h+420℃×1 h，空冷处理后，室温硬度为 40~48HRC。

4）应力-应变曲线 如图 13.12-86 所示。

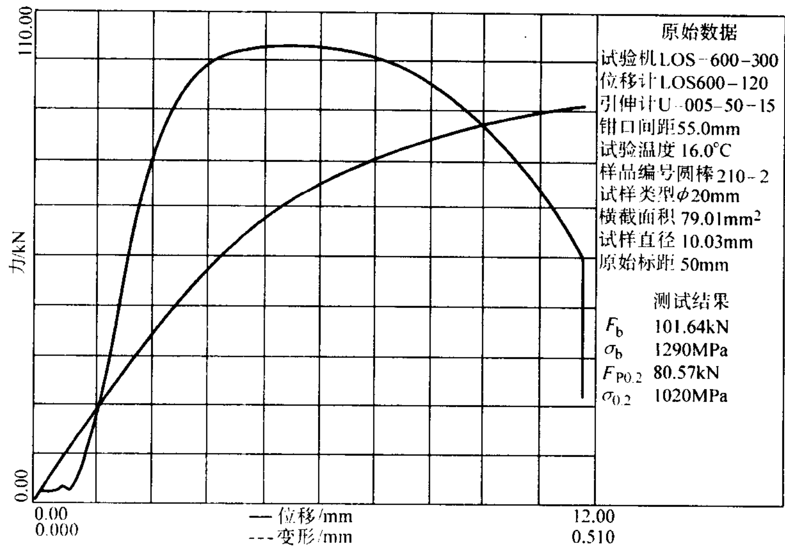


图 13.12-86 0Cr16Ni6 钢的应力-应变曲线

(3) 高温拉伸性能（表 13.12-94）

表 13.12-94 0Cr16Ni6 钢的高温拉伸性能

热处理状态	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
1 000℃×0.5 h+(-70~-80)℃×2 h+380℃×2 h,空冷	100	1 220	980	18	71
	200	1 180	945	17	64
	300	1 210	955	16	60
	400	1 180	905	16	62
	500	960	795	17	70
	600	400	300	52	82

(4) 缺口性能

该钢经 1 000℃×0.5 h+（-70~-80)℃×2 h+380℃×2h，空冷处理后的缺口强度为 1 880~1 900 MPa。其性能对材料缺口不敏感，静载缺口敏感度：NSR=缺口抗拉强度/光滑抗拉强度=1 890/1 280=1.476。

(5) 扭转与剪切性能（表 13.12-95）

表 13.12-95 不同温度下 0Cr16Ni6 钢的扭转性能

热处理制度	θ/℃	τ_p/MPa	τ_b/MPa	$\tau_{0.3}$/MPa
1 000℃水冷+(-70~-80)℃×2 h+420℃×1 h，空冷	20	475	1 130	715
	400	250	970	505
	450	270	985	525
	500	240	790	465

(6) 断裂韧性

该钢的 $K_{IC}=68\ MPa\cdot m^{1/2}$，$K_{ISCC}=53\ MPa\cdot m^{1/2}$。

(7) 裂纹扩展速率（表 13.12-96）

表 13.12-96 0Cr16Ni6 钢的裂纹扩展速率

载荷比	裂纹扩展速率方程	$C\times10^{-13}$	n	R^2
0.1	$da/dN=9.660\,5\times10^{-13}\ (\Delta K)^{2.801\,5}$	9.660 5	2.801 5	0.936 4
0.3	$da/dN=3.090\,3\times10^{-13}\ (\Delta K)^{3.395\,5}$	3.090 3	3.395 5	0.927 3
0.5	$da/dN=1.336\,6\times10^{-13}\ (\Delta K)^{3.209\,5}$	1.336 6	3.209 5	0.956 8

（8）持久和蠕变性能

1）高温持久性能 见表13.12-97。

表13.12-97 0Cr16Ni6钢的高温持久性能

热处理制度	θ/℃	σ_{100}/MPa	σ_{300}/MPa	σ_{500}/MPa
1 000℃＋（−70～−80）℃×2 h＋380℃×2 h，空冷	500	335	295	260
	450	510	—	—
	400	1 055	920	860

2）高温蠕变性能 见表13.12-98。

表13.12-98 0Cr16Ni6钢的高温蠕变性能

热处理制度	θ /℃	$\sigma_{0.2/100}$ /MPa	$\sigma_{0.2/300}$ /MPa	$\sigma_{0.2/500}$ /MPa
1 000℃＋（−70～−80）℃×2 h＋380℃×2 h，空冷	500	62	52	44
	450	98	—	—
	400	625	468	358
	300	765	780	762

（9）疲劳性能

1）疲劳性能数据 见表13.12-99。

表13.12-99 0Cr16Ni6钢的疲劳性能数据（10^7 循环次数）

热处理制度	试验温度 /℃	R	K_t	σ_D/MPa
1 000℃＋（−70～−80）℃×2 h＋380℃×2 h，空冷	室温	0.5	1	1 035
	室温	0.5	2	754
	室温	0.5	3	620
	室温	0.06	1	830
	室温	0.06	2	547
	室温	0.06	3	413
	室温	−1	1	523
	室温	−1	2	343
	室温	−1	3	205
	300	0.5	1	1 040
	300	0.5	3	690
	300	−1	1	498
	300	−1	3	225

2）疲劳性能S-N曲线（室温 $K_t=1$） 如图13.12-87所示。

3）疲劳性能S-N曲线（室温 $K_t=2$） 如图13.12-88所示。

4）疲劳性能S-N曲线（室温 $K_t=3$） 如图13.12-89所示。

5）疲劳性能S-N曲线（300℃ $K_t=1$） 如图13.12-90所示。

6）疲劳性能S-N曲线（300℃ $K_t=3$） 如图13.12-91所示。

4.8.7 工艺性能与要求

1）成形性能 热加工温度：1 100～900℃。冷加工性能介于奥氏体不锈钢与马氏体不锈钢之间，可以在室温下进行轧制。

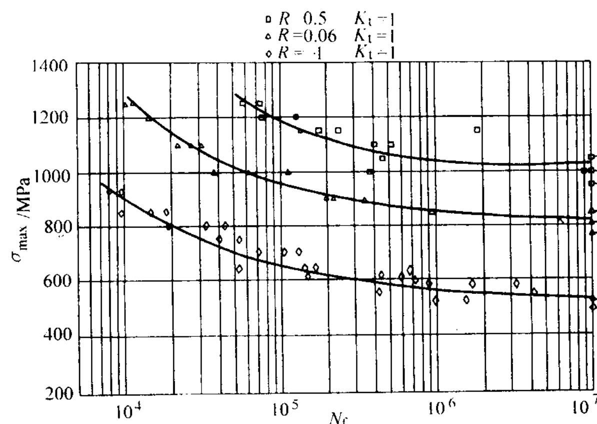


图13.12-87 0Cr16Ni6钢的疲劳性能S-N曲线（室温 $K_t=1$）

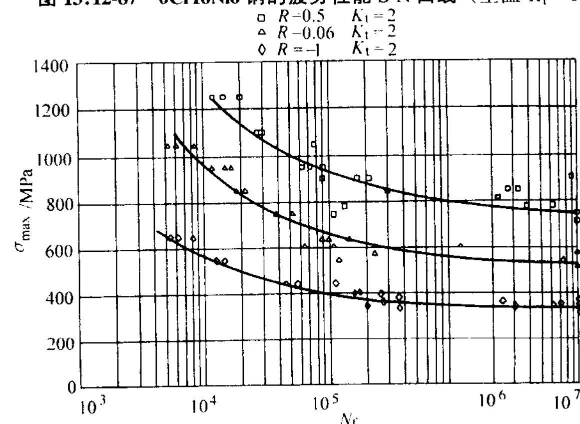


图13.12-88 0Cr16Ni6钢的疲劳性能S-N曲线（室温 $K_t=2$）

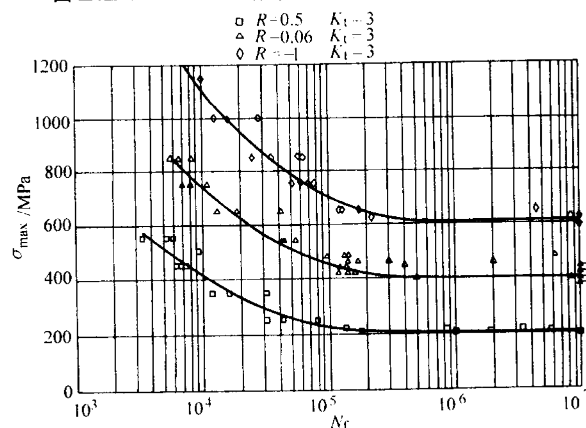


图13.12-89 0Cr16Ni6钢的疲劳性能S-N曲线（室温 $K_t=3$）

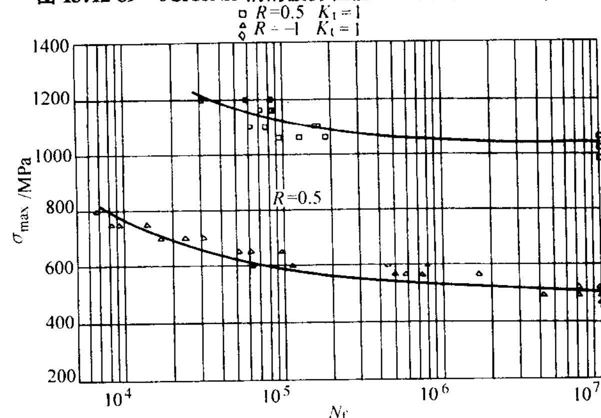


图13.12-90 0Cr16Ni6钢的疲劳性能S-N曲线（300℃ $K_t=1$）

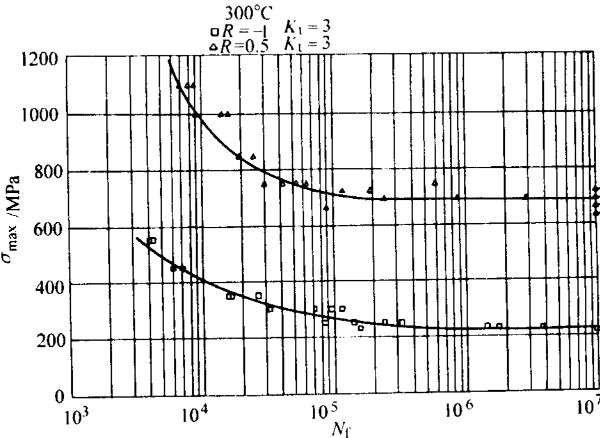


图 13.12-91　0Cr16Ni6 钢的疲劳性能 S-N 曲线（300℃，K_t=3）

2）表面处理工艺　室温一般不需要表面处理。用于中温下的高强度部件时，表面防护与马氏体不锈钢相似。

4.9　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al

4.9.1　材料牌号介绍

0Cr12Mn5Ni4Mo3Al（69111）是一种沉淀硬化不锈钢。该钢在固溶状态下的组织为奥氏体+5%~20%δ-铁素体（体积分数），具有良好的加工成形性能和焊接性能。经过适量的冷变形、冷处理和时效处理，达到高强度。该钢适合制造350℃以下工作的飞行器构件、弹性元件等。已用于制造飞机液压系统的三通、四通、弯管嘴等零件、座舱结构、发动机吊杆螺栓、重要的中温不锈弹簧等弹性元件及挤压式无护口导管连接件管套等。

4.9.2　化学成分（表 13.12-100）

表 13.12-100　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	S	P
0.03~0.09	4.40~5.30	≤0.08	11.0~12.00	4.00~5.00	2.70~3.30	0.51~1.00	≤0.025	≤0.025

4.9.3　典型热处理、生产工艺及供应状态

通常有三种热处理制度可供选择，即：RH 制度、TH 制度和 CH 制度。

RH 制度：1 050℃固溶+（-78）℃冷处理+520℃或560℃时效。如果在520℃时效时即用 RH520 表示。

TH 制度：1 050℃固溶+760℃调整处理+560℃时效。

CH 制度：1 050℃固溶+冷变形+350℃或520℃或560℃时效。

供应状态为固溶处理状态，也可为锻造、热轧、冷拉或冷拔状态。采用真空感应炉、电弧炉、电弧炉+电渣重熔工艺熔炼。用于航空，需采用真空炉熔炼。

4.9.4　物理性能

1）密度　ρ=7.8 g/cm^3。

2）电阻率　见表 13.12-101。

表 13.12-101　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的电阻率

θ/℃	20	100	200	300	400	500	600
ρ/10^{-8} Ω·m	80	85	92	98	104	109	116

3）热导率　见表 13.12-102。

表 13.12-102　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的热导率

θ/℃	100	200	300	400	500	600	700
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	17.7	19.5	20.8	22.4	23.8	25.0	26.1

4）线胀系数　见表 13.12-103。

表 13.12-103　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的线胀系数

θ/℃		20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600
α_l/10^{-6}K^{-1}	固溶状态	16.0	17.0	17.6	18.5	18.9	19.4
	时效状态	13.5	14.0	14.1	14.4	14.7	14.9

5）磁导率　见表 13.12-104。

6）弹性模量、切变模量、泊松比　如图 13.12-92a、图 13.12-92b 和图 13.12-93 所示（热处理状态：CH520）。

表 13.12-104　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的磁导率

磁场强度 H/A·m^{-1}	磁导率 μ/10^{-6}H·m^{-1}		
	固溶状态	冷处理后	时效状态
1 990	28.6	49.1	51.3
3 980	45.1	88.0	91.6
7 960	44.0	85.3	91.7
15 920	32.4	56.5	60.3
4 775	49.0	49.0	100.5

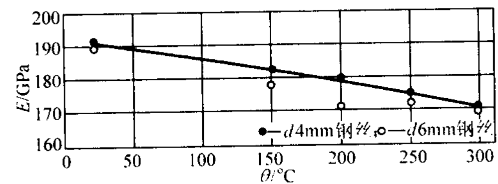


图 13.12-92a　不同温度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的弹性模量变化

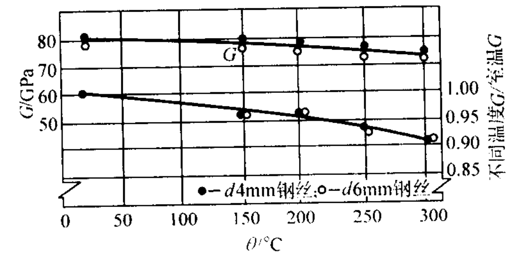


图 13.12-92b　不同温度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的切变模量变化

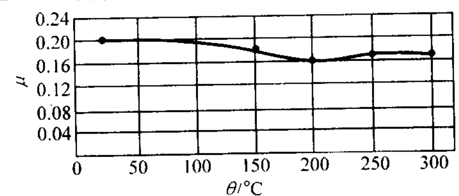


图 13.12-93　不同温度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的泊松比

7）相变温度　见表 13.12-105。

表 13.12-105　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	600	660	-10	-90

8）固溶处理温度对马氏体转变温度 M_s 点和δ-铁素体的影响　见表 13.12-106。

表 13.12-106 固溶处理温度对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的马氏体转变温度 M_S 点和 δ-铁素体的影响

固溶温度 /℃	900	950	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250
M_s/℃	35	0	-5	-10	-20	—	—	—
δ-铁素体 /%	—	5~10	10	10~15	15	20	25	30

4.9.5 化学性能

(1) 抗氧化性能（表 13.12-107）

表 13.12-107 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的抗氧化性能

θ/℃	500						
T/h	25	50	75	100	200	500	1 000
氧化增重/g·m^{-2}	0.28	0.25	0	—	—	—	—
氧化速率 /g·m^{-2}·h^{-1}	0.011	0.005	0	0.001 4	0.000 7	0.000 8	0.000 3

(2) 耐腐蚀性能

1) 耐均匀腐蚀性能 见表 13.12-108。

表 13.12-108 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的耐均匀腐蚀性能

试验介质		交替持续 180 d		交替持续 360 d	
		σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%
3%MaCl 溶液 + 0.3%H_2O_2 溶液	试验前	1 600	13.0	1 600	13.0
	试验后	1 120	2.3	920	1.6
	损失率/%	30.6	82.3	42.5	88.0
人造海水：NaCl 27 g/L; $CaCl_2$ 1 g/L; KCl 1 g/L $MgCl_2·6H_2O$ 12.75 g/L	试验前	1 600	13.0	1 600	13.0
	试验后	1 580	9.4	1 310	2.8
	损失率/%	1.5	27.8	18.5	79.0

2) 在高温纯净水中的耐腐蚀性能比较 见表 13.12-109。

表 13.12-109 在高温纯净水中的耐腐蚀性能比较

T/h	均匀腐蚀速度/g·m^{-2}·h^{-1}		
	0Cr12Mn5Ni4Mo3Al	9Cr18	1Cr17Ni2
250	0.001	0.002 3	0.003 1
500	0.001 8	0.002 6	0.002 2
1 000	0.002 7	0.004 2	0.004 1
2 000	0.006 4	0.006 4	0.004 5
3 000	0.003 3	0.008 2	0.005 1

3) 耐应力腐蚀性能 见表 13.12-110。

表 13.12-110 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的耐应力腐蚀性能（$\sigma_{0.2}$ = 1 450 MPa）

试验介质	应力水平/MPa	持续时间/h
3%MaCl 溶液 + 0.3%H_2O_2 溶液	0.65$\sigma_{0.2}$	1 622
	0.75$\sigma_{0.2}$	387
	0.90$\sigma_{0.2}$	511

续表 13.12-110

试验介质	应力水平/MPa	持续时间/h
人造海水	0.55$\sigma_{0.2}$	411
	0.65$\sigma_{0.2}$	119
	0.75$\sigma_{0.2}$	655
	0.90$\sigma_{0.2}$	593

4) 耐大气曝晒性能 见表 13.12-111。

表 13.12-111 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的耐大气曝晒性能

曝晒地点	T/h	曝晒前		曝晒后	
		σ_b/MPa	δ/%	σ_b/MPa	δ/%
北京	35 000	1 610	13.0	1 550	12.0
江西	35 000	1 610	13.0	1 450	12.5

5) 耐晶间腐蚀性能 无晶间腐蚀倾向。

4.9.6 力学性能

(1) 典型热处理及性能（表 13.12-112）

表 13.12-112 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的典型热处理及性能

品种	交货状态	热处理	规格 /mm	σ_b/MPa A组	σ_b/MPa B组	δ/%	扭转次数
弹簧钢丝	C（冷拉）	CH520	d0.10~0.40	2 110~2 360	≥1 960		—
			d0.50~0.70	2 060~2 300	≥1 910		≥3
			d0.80~1.00	2 010~2 260	≥1 860		≥3
			d1.20~1.40	1 960~2 200	≥1 820		≥2
			d1.60~2.00	1 910~2 160	≥1 760		≥2
			d2.20~2.50	1 860~2 110	≥1 720		≥2
			d2.80~3.00	1 820~2 060	≥1 660		≥2
			d3.50	1 760~2 019	≥1 620		≥2
			d4.00	1 720~1 960	≥1 570		≥2
			d4.50~5.00	1 660~1 910	≥1 520		—
			d5.50~6.00	1 620~1 860	≥1 470		—
弹簧钢带	固溶	—	—	≤1 030	—	≥20	—
		RH 或 TH		≤1 470		≥9	
	半硬	CH520		≤1 325		≥5	
	冷硬	CH520		≤1 570		≥3	
	特硬	CH520		≤1 720		≥1	

(2) 不同温度下热处理对力学性能的影响

1) RH 制度，不同温度时效后的硬度 见表 13.12-113。

表 13.12-113 RH 制度，不同温度时效后 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的硬度

θ/℃	350	400	450	475	500	520	540	560	580	600
HRC	43.4	46.0	48.5	49.8	50.4	50.0	48.7	48.8	41.5	38.4

2) CH 制度，不同时效温度后的硬度 如图 13.12-94 所示。

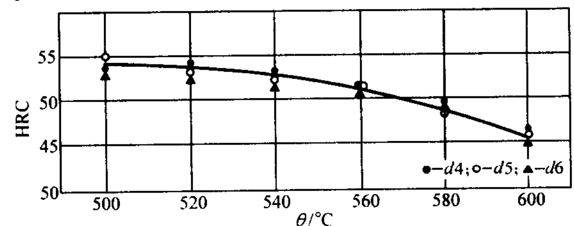


图 13.12-94 CH 制度不同时效温度后的硬度

3）不同规格弹簧钢丝的硬度范围 见表 13.12-114。

表 13.12-114 不同规格 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢弹簧钢丝的硬度范围

钢丝 d/mm	1	2	3	4	5	6
推荐的硬度 HRC	52～57	51～56	50～55	49～54	48～54	47～53

4）不同热处理制度下的硬度 见表 13.12-115。

表 13.12-115 不同热处理制度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的硬度（CH520）

热处理制度		HRB	HRC
RH	1 050℃，空冷	88	—
	1 050℃，空冷＋（－78）℃×4 h	—	45
	1 050℃，空冷＋(－78)℃×4 h＋520℃×2 h空冷	—	51
TH	1 050℃，空冷＋760℃×2 h，空冷＋560℃，空冷	—	41
CH	1 050℃，空冷＋30%冷拉＋520℃×2 h，空冷	—	52

5）350℃时效时间对硬度的影响 见表 13.12-116。

表 13.12-116 350℃时效时间对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的硬度的影响（RH520）

T/h	0	1 000	2 000	3 000
HRC	49	49	51	48

6）不同时效温度对力学性能的影响 见表 13.12-117 及图 13.12-95。

表 13.12-117 不同时效温度对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的力学性能的影响

时效前处理	时效温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
1 050℃固溶＋（－78℃）冷处理	400	1 440	1 240	17.5
	450	1 570	1 370	17.2
	500	1 660	1 380	16.0
	520	1 720	1 450	14.2
1 050℃固溶＋（－78℃）冷处理	540	1 700	1 370	13.0
	560	1 540	1 230	13.0
	580	1 370	1 070	16.3
	600	1 270	965	16.6

7）不同时效时间对力学性能的影响 见表 13.12-118。

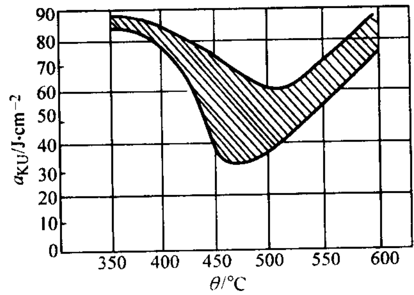


图 13.12-95 不同时效温度对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的冲击韧度的影响

表 13.12-118 不同时效时间对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的力学性能的影响（RH520）

时效时间/min	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
15	1 530	1 400	19	65	87
30	1 580	1 420	18	64	80
60	1 580	1 430	17	64	80
120	1 610	1 410	16	63	84
240	1 520	1 290	17	65	74
600	1 503	1 240	17	65	79

8）不同温度长期时效对力学性能的影响 见表 13.12-119。

表 13.12-119 不同温度长期时效对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢力学性能的影响

热处理制度	长期时效温度/℃	长期时效时间/h	σ_b/MPa	δ/%	a_{KU}/J·cm^{-2}
RH520	—	—	1 660	12.6	71
	350	50	1 690	12.6	
		100	1 700	12.7	
		1 000	1 790	13.3	56
		2 000			56
		3 000			45
	500	100	1 640	11.5	
	560	10	1 250	14.4	

9）冷轧及时效对力学性能的影响 见表 13.12-120。

表 13.12-120 冷轧及时效对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢力学性能的影响

板材 δ/mm 冷轧前	板材 δ/mm 冷轧后	冷变形率/%	时效制度 θ/℃×2 h	σ_b/MPa	δ/%
1.0	0.42	58	490	1 920	2.8
	0.30	70		2 210	3.3
	0.21	79		2 130	—
	0.42	58	510	2 030	3.0
	0.30	70		2 220	4.0
	0.21	79		2 280	4.0
	0.63	37	530	1 510	18.5
	0.55	45		1 570	17.0
	0.42	58		1 900	2.5
	0.30	70	530	2 100	3.8
	0.21	79		2 280	2.0
	0.42	58	550	1 810	6.0
	0.30	70		1 970	6.0
	0.21	79		2 030	3.0
	0.42	58	570	1 720	7.0
	0.30	70		1 900	5.5
	0.21	79		1 950	3.0

10）不同热处理制度下的力学性能 见表 13.12-121。

表 13.12-121　不同热处理制度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的力学性能

热处理状态		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_{KU} /J·cm^{-2}
RH	1 050℃×40 min 空冷	1 140	—	24.0	63.0	>180
	1 050℃,空冷+(−78)℃×4 h,冷处理	1 400	1 040	15.7	56.3	117
	1 050℃，空冷+(−78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷	1 610	1 410	15.8	62.7	84
TH	1 050℃，空冷+760℃×2 h，空冷+560℃×2 h，空冷	1 640	1 420	14.0	54.5	20
CH	1 050℃，空冷+30%冷拉+520℃×2 h 空冷	1 340	1 080	13.2	45.5	56
	1 050℃空冷，+60%冷轧	1 530	—	13.6	—	
	1 050℃，空冷+60%冷轧+520℃×2 h，空冷	1 840	—	12.4	—	
	1 050℃，空冷+60%冷轧+560℃×2 h/空冷	1 620	—	16.5	—	

11）冷处理时间对力学性能的影响　见表 13.12-122。

表 13.12-122　冷处理时间对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢力学性能的影响（1 050℃×30 min，空冷+ −78℃+530℃×2 h，空冷）

冷处理时间 /min	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	a_{KU} /J·cm^{-2}
15	1 580	1 290	16.5	62.1	106
30	1 620	1 370	17.5	60.5	90
60	1 610	1 360	16.7	58.2	87
120	1 570	1 330	18.1	62.0	80
240	1 590	1 360	16.0	62.5	88
480	1 610	1 410	15.8	62.8	84
960	1 590	1 420	18.5	62.6	89

12）不同冷变形率对带材室温拉伸性能的影响　见表 13.12-123。

表 13.12-123　不同冷变形率对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢带材室温拉伸性能的影响

冷变形前处理	冷轧变形率/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
1 050℃ 固溶	8	1 130	345	21
	14	1 280	520	15
	24	1 320	970	10
	43	1 450	1 330	7
	57	1 530	1 460	—
	71	1 580	1 510	—

13）室温和低温冲击韧度　见表 13.12-124。

14）拉伸应力-应变曲线　如图 13.12-96 所示。

15）不同直径钢丝的力学性能　见表 13.12-125。

表 13.12-124　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的室温和低温冲击韧度

θ/℃	a_{KU}/J·cm^{-2}		
	RH520 板材 1.5 mm	CH520 冷拉棒	RH520 热轧棒
20	535	—	334
0	475	79	137
−10	470	—	131
−20	460	44	106
−30	436	—	103
−40	440	40	100
−50	416	—	88
−60	397	27	76
−70	393	—	92

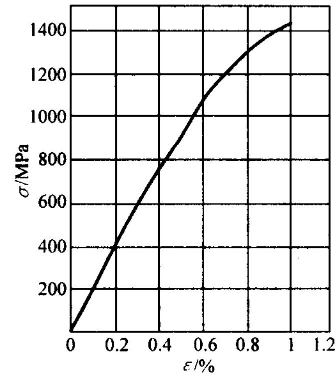


图 13.12-96　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的拉伸应力-应变曲线

表 13.12-125　不同直径 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢丝的力学性能

热处理制度	钢丝 d/mm	θ /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.01}$ /MPa	ψ/%
CH520	1	20	2 160	—	—	—
	2	20	2 070	—	—	—
	3	20	1 900	—	—	—
	4	20	1 900	1 830	1 490	57
	4	−78	2 020	—	—	—
	5	20	1 860	—	—	—
	6	20	1 710	1 630	1 100	47
	6	−78	1 860	—	—	—

16）不同厚度的冷轧、热轧带材的力学性能　见表 13.12-126。

表 13.12-126　不同厚度 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢冷轧、热轧带材的力学性能

厚度/mm	状态		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
	交货状态	热处理制度			
0.5	R（软态）	—	840		42.0
0.8	R（软态）	RH520	1 690		14.0
0.5	Y（冷作硬化）	CH520	1 890		5.0
0.8	Y（冷作硬化）	CH520	1 930		5.5
6		RH520	1 710	1 480	14.0
8			1 600	1 360	15.0
12			1 620	1 460	14.5

(3) 高温拉伸性能（表 13.12-127）

表 13.12-127　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的高温拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
1 050℃固溶 + (-78)℃冷处理 +520℃时效	-56	1 890	—	12.5
	20	1 660	1 460	14.0
	300	1 410	1 050	9.5
	350	1 400	1 010	10.0
	400	1 320	935	12.5
	450	1 230	845	15.0
	500	1 110	720	18.0
	560	845	530	22.0
	600	625	385	26.5

(4) 弯曲性能

该钢板材 1.5 mm 厚度在固溶处理状态下反复弯曲 11 次不裂（钳口半径 8 mm）。

(5) 扭转及剪切性能

1) 室温扭转性能　见表 13.12-128。

表 13.12-128　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的室温扭转性能

材料规格	热处理制度	τ_b/MPa	$\tau_{0.3}$/MPa	τ_P/MPa
*D*19 mm 热轧棒	RH520	1 400	885	765
*D*6 mm 冷拉钢丝	CH520	1 480	1 300	1 160
*D*4 mm 冷拉钢丝		1 610	1 370	1 250

2) 低温扭转性能　见表 13.12-129。

表 13.12-129　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的低温扭转性能

钢丝直径/mm	热处理制度	θ/℃	τ_b/MPa	至破断的扭转角/(°)
4	CH520	-78	1 740	190
6			1 670	270

3) 不同温度下的剪切性能　见表 13.12-130。

表 13.12-130　不同温度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的剪切性能

热处理制度	RH520		
试样直径/mm	4		
θ/℃	20	350	500
τ_{CP}/MPa	1 210	870	715

(6) 缺口倾斜拉伸性能（图 13.12-97）。

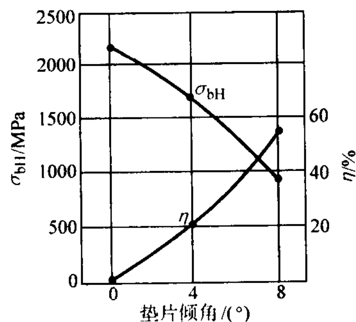


图 13.12-97　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的缺口倾斜拉伸性能
（RH520、应力集中系数 K_t = 5.2）

(7) 高温持久性能（表 13.12-131）

表 13.12-131　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的高温持久性能

热处理制度	θ/℃	σ_{100}/MPa
RH520	350	1 275
	400	1 225
	500	815

(8) 疲劳性能

1) 高周疲劳

① 不同温度下旋转弯曲光滑（K_t = 1）与缺口（K_t = 2.4）试样疲劳性能见表 13.12-132。

表 13.12-132　不同温度下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的旋转弯曲光滑（K_t = 1）与缺口（K_t = 2.4）试样疲劳性能（循环次数为 10^7）

热处理制度	试样直径/mm	θ/℃	σ_{-1}/MPa	σ_{-1H}/MPa
RH520	7.5	20	588	392
		350	588	363
		400	569	363
		500	618	353

② 时效温度对钢丝室温光滑试样疲劳性能的影响见表 13.12-133。

表 13.12-133　时效温度对 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢丝室温光滑试样疲劳性能的影响

热处理制度	材料规格	σ/MPa	R	N/周
CH350	*D*6 mm 钢丝	665	-1	3.17×10^6 7.79×10^6
CH520	*D*6 mm 钢丝	665	-1	1.22×10^7 1.17×10^7

2) 在人造海水中交替腐蚀试验 150 h 后的旋转弯曲疲劳性能　见表 13.12-134。

表 13.12-134　在人造海水中交替腐蚀试验 150 h 后 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的旋转弯曲疲劳性能（*R* = 605 MPa）

热处理制度	N 周
1 050℃×30 min，空冷 + (-78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷	2.6×10^6
	3.9×10^6
	7.5×10^7
	$>10^7$
	$>10^7$
1 050℃×30 min，空冷 + (-78)℃×4 h+560℃×2 h，空冷	$>10^7$
	$>10^7$
	$>10^7$
	$>10^7$

3) 低周疲劳

① 不同温度时效后的室温低周疲劳性能见表 13.12-135。

② 不同 *K* 值下的轴向加载低周缺口（K_t = 2.4）试样疲劳性能如图 13.12-98a 所示。

4) 板材疲劳　如图 13.12-98b 所示。

表 13.12-135　不同温度时效后 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的室温低周疲劳性能

热处理制度	材料规格	σ_{max} /MPa	R	θ/℃	N 周
RH520		1 130	0.1	室温	3 969
RH560					4 370
RH580					3 908
RH600					3 775
CH350	D6 mm 钢丝	915			1 986
CH520					1 984
CH520				250	1 740
CH520				300	1 011
CH520				500	621
CH560				室温	2 405

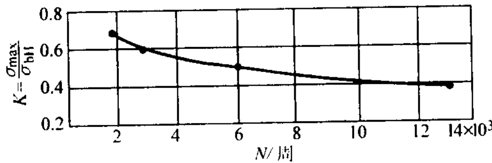


图 13.12-98a　不同 K 值下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的低周波疲劳性能（RH520：σ_b = 1 605 MPa）

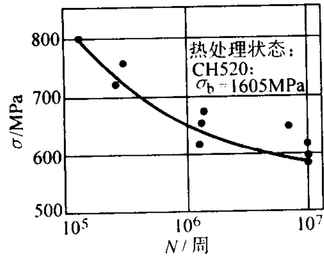


图 13.12-98b　CH520 状态下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢板材的振动加载 S-N 曲线

(9) 不同状态的裂纹扩展速率（图 13.12-99、图 13.12-100、图 13.12-101）

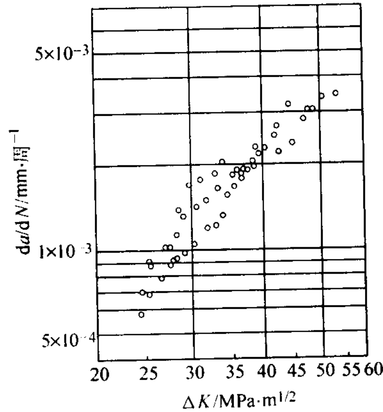


图 13.12-99　RH520 状态 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的轴向加载 da/dN-ΔK 曲线

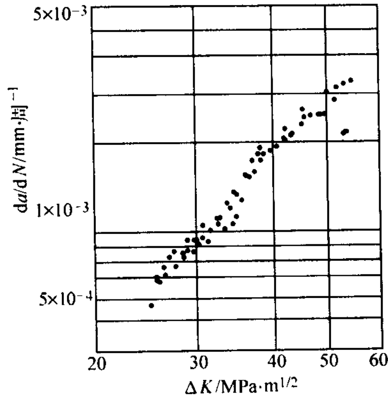


图 13.12-100　RH560 状态 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的轴向加载 da/dN-ΔK 曲线

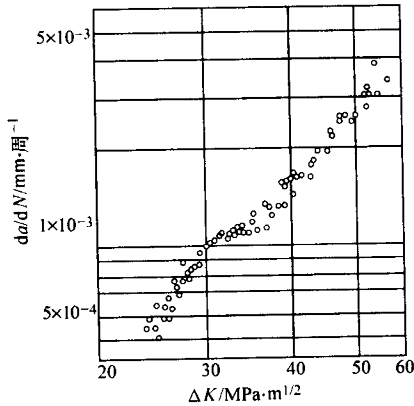


图 13.12-101　RH580 状态 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的轴向加载 da/dN-ΔK 曲线

4.9.7　工艺性能与要求

(1) 成形性能

该钢加热温度为（1 120 ± 10）℃，终锻温度大于 850℃。可以在室温下进行冷轧、冷拔、冷拉，也能承受弯曲和深冲等冷成形，但冷作硬化倾向较大，需及时进行中间软化处理。1 050℃固溶处理状态下的杯突性能见表 13.12-136。

表 13.12-136　1 050℃固溶处理状态下 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的杯突性能

板材厚度/mm	阴模直径/mm	阴模直径/mm	杯突深度/mm
1.5	27	20	10.5

(2) 焊接性能

1) 点焊性能　见表 13.12-137。

表 13.12-137　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的点焊性能

焊接前后材料状态	θ/℃	单点抗剪总负荷 /N	单点正拉总负荷 /N	（正拉/抗剪） /%
焊前 1 050℃ × 10 min，空冷 焊后 1 050℃ × 10 min，空冷 + (−78)℃ × 4 h + 520℃ × 2 h，空冷	20	9 560	2 500	26.0
	500	6 455	1 215	18.8
	−56	9 070	—	—

续表 13.12-137

焊接前后材料状态	θ/℃	单点抗剪总负荷 /N	单点正拉总负荷 /N	(正拉/抗剪) /%
焊前 1 050℃×10 min，空冷 焊后（-78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷	20	11 325	2 185	19.0
	500	7 090	1 630	23.0
	-56	10 040	—	—
焊前 1 050℃×10 min，空冷+（-78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷焊后不处理	20	10 720	4 540	42.0
	500	7 305	—	—
	-56	12 090	—	—
焊前 1 050℃×10 min，空冷+（-78)℃×4 h 焊后 520℃×2 h，空冷	20	12 995	3 875	29.8
	500	7 805	—	—
焊前 1 050℃×10 min，空冷+(-78)℃×4 h 焊后（-78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷	20	13 180	2 120	—
	500	8 275	—	16.0

2）滚焊性能　见表 13.12-138。

表 13.12-138　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的滚焊性能

焊接前后材料状态	θ /℃	焊缝强度 σ_b/MPa	焊缝强度系数 /%
焊前 1 050℃×10 min，空冷 焊后 1 050℃×10 min，空冷+(-78)℃×4 h+520℃×2 h,空冷	20	1 200	72.0
	500	625	56.1
	-56	1 140	60.3
焊前 1 050℃×10 min，空冷+（-78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷焊后不处理	20	1 160	70.0
	500	660	59.5
	-56	1 390	73.5
焊前 1 050℃×10 min，空冷 焊后+（-78)℃×4 h+520℃×2 h，空冷	20	1 310	78.0
	500	640	57.8
	-56	1 300	68.8
焊前 1 050℃×10 min，空焊，焊后 520℃×2 h，空冷	20	1 180	71.1
	500	710	63.7

3）手工氩弧焊性能　见表 13.12-139。

表 13.12-139　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢的手工氩弧焊性能

焊接前后材料状态	θ/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	强度系数 /%	弯曲角度 /(°)	持久性能 应力/MPa	持久性能 t/h
焊前 1 050℃×10 min,空冷 焊后 1 050℃×10 min,空冷+(-78)℃×4 h+520℃×2 h,空冷	20	1 600	96.0	40	—	—
	500	1 090	98.0	—	795	125
	-56	1 600	84.6	—	—	—
焊前 1 050℃×10 min,空冷+(-78)℃×4 h+520℃×2 h,空冷 焊后不处理	20	1 150	68.8	129	—	—
	500	580	52.3	—	—	—
	-56	1 440	76.1	—	—	—

续表 13.12-140

焊接前后材料状态	θ/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	强度系数 /%	弯曲角度 /(°)	持久性能 应力/MPa	持久性能 t/h
焊前 1 050℃×10 min,空冷 焊后(-78)℃×4 h+520℃×2 h,空冷	20	1 410	84.5	85	—	—
	500	780	70.2	—	—	—
	-56	1 610	85.5	—	—	—
焊前 1 050℃×10 min,空冷+(-78)℃×4 h 焊后 520℃×2 h,空冷	20	1 150	62.0	—	—	—
	500	580	47.0	—	—	—

（3）零件热处理工艺

1）RH 制度为该钢的标准热处理制度，用棒、板制造的零件或锻件均可采用该制度。该热处理制度分 3 道工序：1 050℃固溶，空冷或水冷（应在 1 h 内连续快冷至室温并转入冰冷处理）；-78℃×2～4 h 冷处理；520℃×2 h 时效，空冷。冷成形或机加工通常在固溶状态下进行。亦可根据不同产品的要求，采用 350℃亚时效处理或 560～580℃过时效处理。对于尺寸要求精密的零件，应适当安排好生产、制造工艺流程。零件在热处理过程中的尺寸变化列于表 13.12-140。

表 13.12-140　0Cr12Mn5Ni4Mo3Al 钢零件在热处理过程中的尺寸变化

固溶处理后长度 mm	冷处理后长度变化 长度 mm	伸长量 mm	伸长量 %	时效处理后长度变化 长度 mm	伸长量 mm	伸长量 %
110.32	110.68	0.36	0.33	110.66	-0.02	-0.03
110.28	110.64	0.36		110.60	-0.04	
110.32	110.70	0.38		110.60	-0.04	

2）CH 制度主要用于弹性元件。可按产品性能要求，选用 520℃或 350℃或 560～580℃时效处理，处理时间为 2 h，空冷。

3）TH 制度主要适用于对强度要求不是很高的薄壁零部件。

（4）表面处理工艺

通常于超高强度状态下使用，进行喷丸处理可使疲劳性能大幅度提高。也可采用电镀或钝化处理。

4.10　0Cr15Ni7Ti

4.10.1　材料牌号介绍

0Cr15Ni7Ti（AM362、Almar362）是一种沉淀硬化不锈钢。该钢具有 18Ni 马氏体时效钢热处理的优点和不易加工硬化的特性。飞机零件、舰艇和泵部件、弹簧、阀门、压力容器、水力或风力设备。最大的强度状况主要用于飞机上的薄壁冷冲压力容器。

4.10.2　化学成分（表 13.12-141）

表 13.12-141　0Cr15Ni7Ti 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	S	P
≤0.05	≤0.50	≤0.30	14.00～15.00	6.00～7.00	0.55～0.90	≤0.30	≤0.30

4.10.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

该钢热处理退火：815℃ × 1 h，空冷，时效：485 ~ 565℃，空冷。可采用电炉熔炼 + 真空自耗重熔冶炼方法进行生产。

4.10.4 物理性能

1）密度　$\rho = 7.78\ g/cm^3$。

2）电阻率　见表 13.12-142。

表 13.12-142　0Cr15Ni7Ti 钢的电阻率

钢种	Fe-15Cr-7Ni-Ti			
形状	薄板			
退火	816℃ × 1 h，空冷			
时效	没有	482℃ × 4 h	538℃ × 3 h	607℃ × 2 h
电阻率/μΩ·in	35.4	30.4	30.2	28.1

注：1 in = 25.4 mm

3）线胀系数　如图 13.12-102 所示。

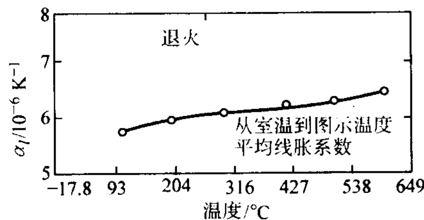


图 13.12-102　0Cr15Ni7Ti 钢的线胀系数

4）弹性模量　E 为 201 GPa。

5）相变温度　见表 13.12-143。

表 13.12-143　0Cr15Ni7Ti 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	630	810	260	160

4.10.5 耐腐蚀性能

该钢耐蚀性能优于 410 型，在通常气氛中与 430 型相同。

4.10.6 力学性能

（1）典型热处理及性能（表 13.12-144）

表 13.12-144　0Cr15Ni7Ti 钢的典型热处理及性能

规格	热处理状态	方向	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
带材	870℃ + 480℃ × 4 h	纵	1 380	1 370		
		横	1 450	1 430		
	870℃ + 540℃ × 4 h	纵	1 160	1 100		
		横	1 210	1 160		
板材	820℃ + 480℃ × 4 h	纵	1 300	1 270	14	51
		横	1 310	1 270	12	46
	820℃ + 580℃ × 4 h	纵	1 080	1 020	18	65
		横	1 080	1 060	16	54
棒材	820℃空冷	纵	860	745	16	68

（2）不同热处理制度下的力学性能

1）退火温度对拉伸性能的影响　如图 13.12-103 所示。

2）时效温度对拉伸性能的影响　如图 13.12-104 所示。

3）冷变形对拉伸性能的影响　如图 13.12-105 所示。

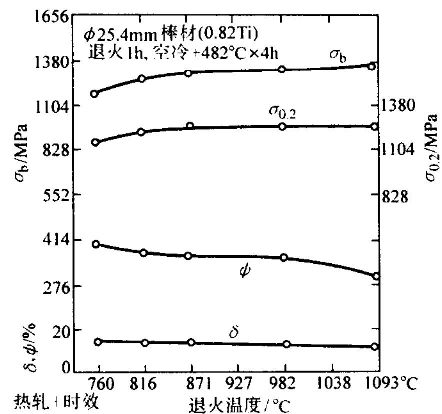


图 13.12-103　退火温度对 0Cr15Ni7Ti 钢拉伸性能的影响

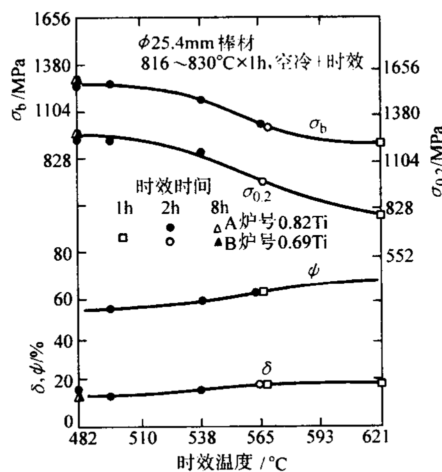


图 13.12-104　时效温度对 0Cr15Ni7Ti 钢拉伸性能的影响

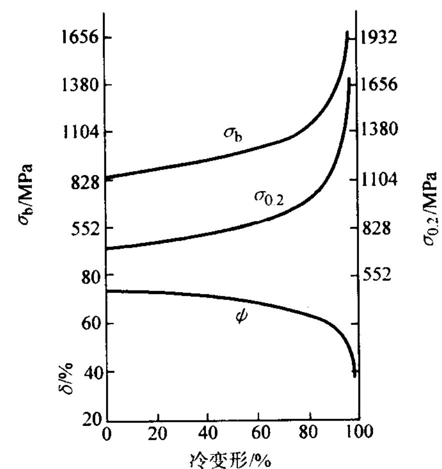


图 13.12-105　冷变形对 0Cr15Ni7Ti 钢拉伸性能的影响

4）钛含量对不同温度时效后的 0Cr15Ni7Ti 钢拉伸性能的影响　如图 13.12-106 所示。

5）时效温度和时间对带材拉伸性能的影响　如图 13.12-107 所示。

6）冷轧和时效对薄板拉伸性能的影响　如图 13.12-108 所示。

7）退火温度对缺口强度的影响　如图 13.12-109 所示。

8）时效温度对缺口强度的影响　如图 13.12-110 所示。

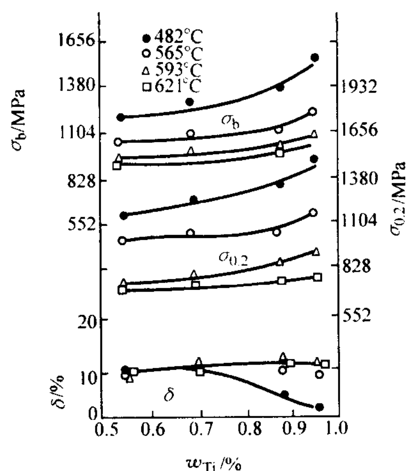


图 13.12-106　钛含量对不同温度时效 0Cr15Ni7Ti 钢拉伸性能的影响

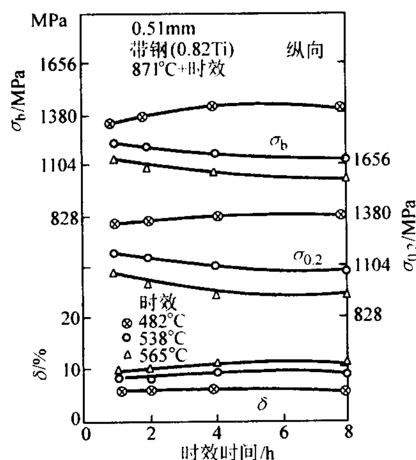


图 13.12-107　时效温度和时间对 0Cr15Ni7Ti 钢带材拉伸性能的影响

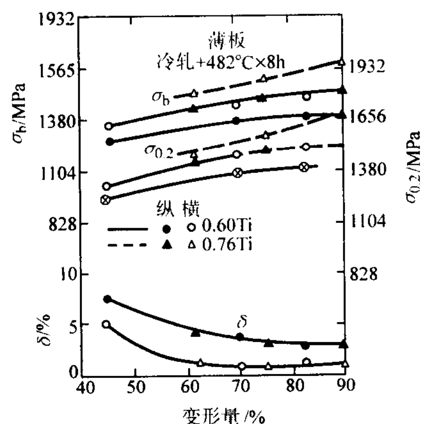


图 13.12-108　冷轧和时效对 0Cr15Ni7Ti 钢薄板拉伸性能的影响

9）应力-应变曲线　如图 13.12-111 所示。

（3）高温拉伸性能（图 13.12-112）

（4）疲劳性能（表 13.12-145）

4.10.7　工艺性能与要求

1）成形性能　该钢热加工开锻（轧）温度约为 1 090～1 210℃，终止温度应不低于 760℃，锻、轧后空冷。冷加工硬化率极低，冷加工性最佳。

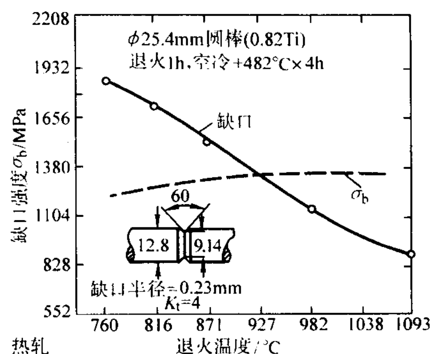


图 13.12-109　0Cr15Ni7Ti 钢的退火温度对缺口强度的影响

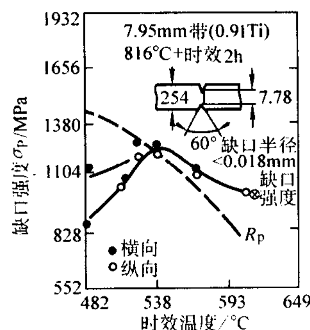


图 13.12-110　时效温度对 0Cr15Ni7Ti 钢缺口强度的影响

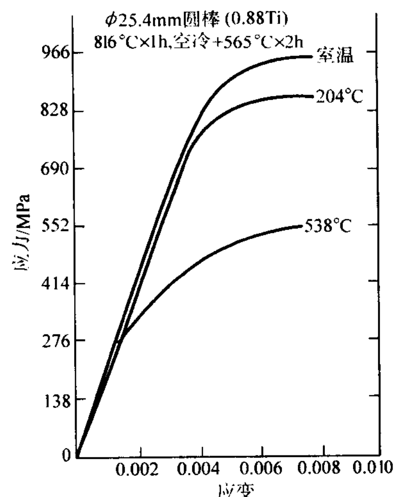


图 13.12-111　0Cr15Ni7Ti 钢的应力-应变曲线

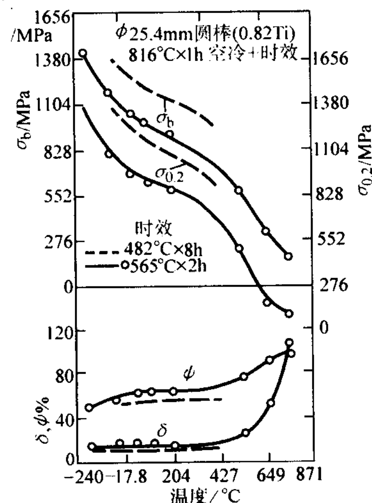


图 13.12-112　0Cr15Ni7Ti 钢的高温拉伸性能

表 13.12-145　0Cr15Ni7Ti 钢的疲劳性能

钢种	Fe-15Cr-7Ni-Ti						
形状	ϕ25.4 mm 直径棒坯（δ_b = 1 125 MPa）						
状态	816℃ × 1 h，空冷 + 538℃ × 3 h						
方法	应力率		应力集中	在下列循环次数下的疲劳强度			
	A	R		10^5	10^6	10^7	10^8
旋转束	00	−1	光滑 K_t = 1	135	114	100	95

2）焊接性能　该钢采用惰性气体钨弧焊法可获得最大焊接韧性。

4.11　3Cr12Mn18Mo3VB

4.11.1　材料牌号介绍

3Cr12Mn18Mo3VB（AF-71）是一种沉淀硬化不锈钢。该钢具有较高的室温和高温强度，缺口敏感性相当低。热加工性能良好。最大的强度状况主要用于飞机零部件。

4.11.2　化学成分（表 13.12-146）

表 13.12-146　3Cr12Mn18Mo3VB 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	S	P	V	B
0.2 ~ 0.3	16 ~ 20	≤0.60	11.5 ~ 13.5	2.75 ~ 3.25	0.55 ~ 0.90	≤0.04	≤0.04	0.7 ~ 1.1	0.15 ~ 0.25

4.11.3　典型热处理及生产工艺

该钢固溶：1 120℃ × 1 h，水冷，时效：720℃ × 32 h，空冷。可采用电弧炉冶炼方法进行生产。

4.11.4　物理性能

1）密度　ρ = 7.78 g/cm³。

2）熔点　1 160 ~ 1 380℃。

3）线胀系数　如图 13.12-113 所示。

4）不同温度下的弹性模量　如图 13.12-114 所示。

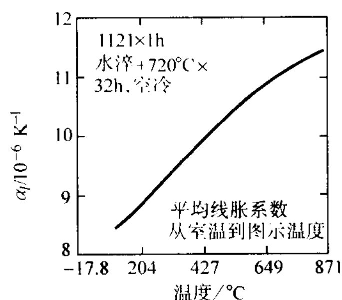


图 13.12-113　3Cr12Mn18Mo3VB 钢的线胀系数

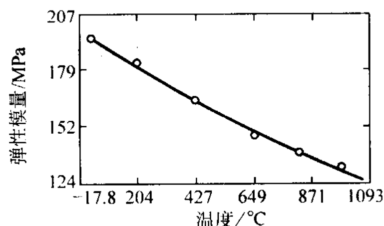


图 13.12-114　不同温度下的弹性模量

5）不同温度下的刚性模量　如图 13.12-115 所示。

6）不同温度下的泊松比　如图 13.12-116 所示。

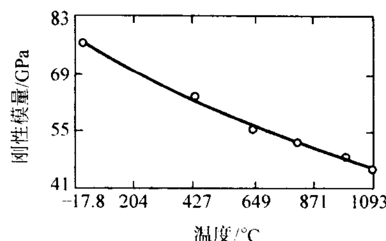


图 13.12-115　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢的刚性模量

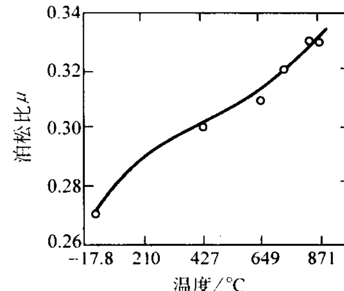


图 13.12-116　不同温度下的泊松比

4.11.5　化学性能

该钢在 815℃以下有足够的抗氧化能力，耐腐蚀能力相当于 AISI410 型。

4.11.6　力学性能

（1）不同热处理制度下的力学性能

1）时效温度和冷加工对硬度的影响　如图 13.12-117 所示。

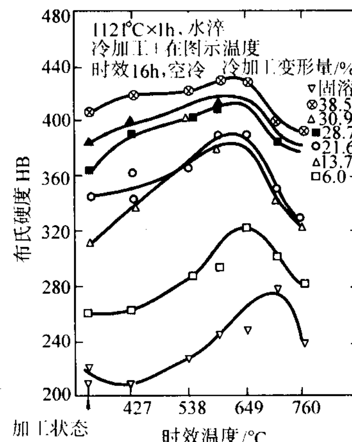


图 13.12-117　时效温度和冷加工对 3Cr12Mn18Mo3VB 钢的硬度的影响

2）热处理和冷加工对硬度的影响　如图 13.12-118 所示。

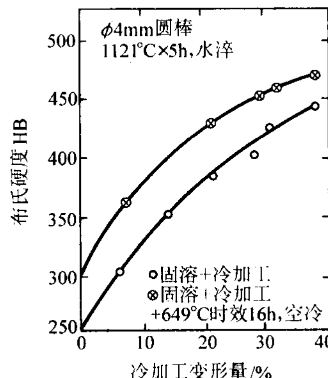


图 13.12-118　热处理和冷加工对 3Cr12Mn18Mo3VB 钢硬度的影响

3）冷变形对固溶态拉伸性能的影响 如图13.12-119所示。

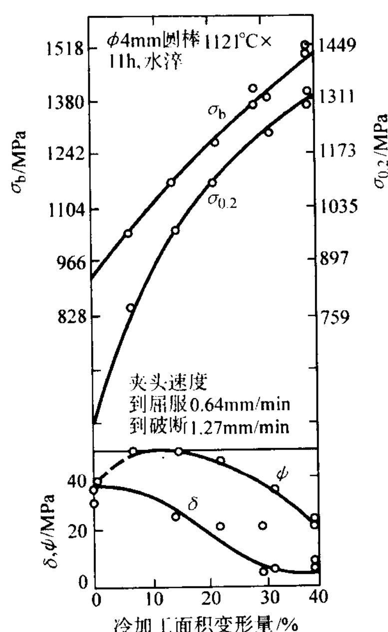


图13.12-119 冷变形对固溶态3Cr12Mn18Mo3VB钢拉伸性能的影响

4）冷变形对时效态拉伸性能的影响 如图13.12-120所示。

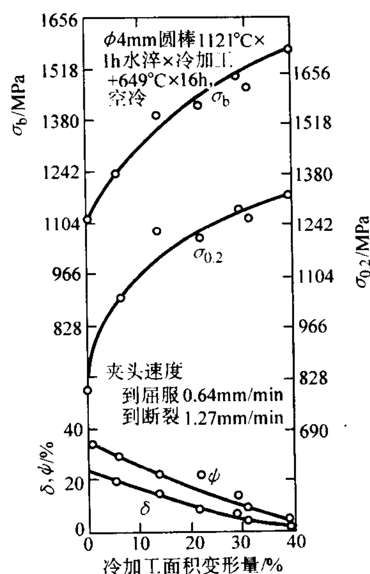
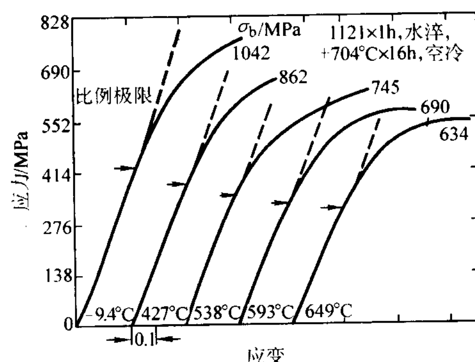


图13.12-120 冷变形对时效态3Cr12Mn18Mo3VB钢拉伸性能的影响

（2）不同温度下的应力应变曲线（图13.12-121）



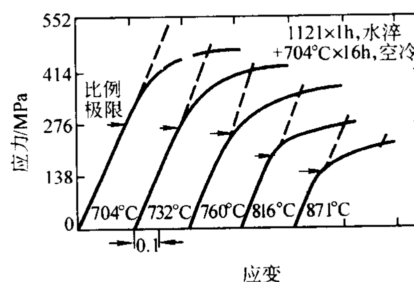


图13.12-121 不同温度下3Cr12Mn18Mo3VB钢的应力-应变曲线

（3）高温拉伸性能（图13.12-122）

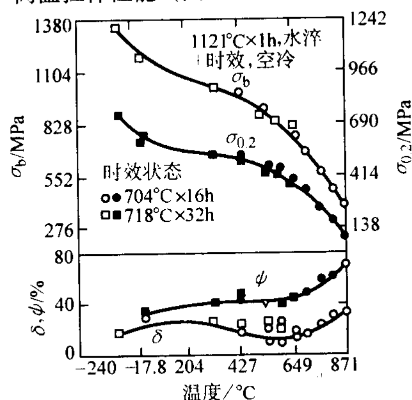


图13.12-122 3Cr12Mn18Mo3VB钢的高温拉伸性能

（4）持久和蠕变性能

1）不同温度下的持久曲线 如图13.12-123所示。

2）固溶处理温度对持久性能的影响 如图13.12-124所示。

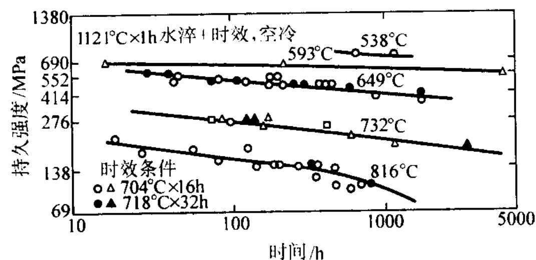


图13.12-123 不同温度下3Cr12Mn18Mo3VB钢的持久曲线

3）时效处理温度对持久性能的影响 如图13.12-125所示。

4）不同温度下的最小蠕变速率曲线 如图13.12-126所示。

5）不同温度下的平均蠕变速率曲线 如图13.12-127所示。

（5）不同温度下0.5%、1.0%、2.0%、5.0%总应变曲线（图13.12-128、图13.12-129、图13.12-130、图13.12-131）

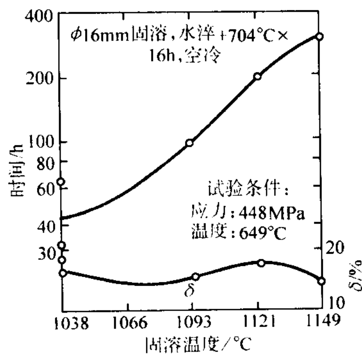


图 13.12-124　固溶处理温度对 3Cr12Mn18Mo3VB 钢的持久性能的影响

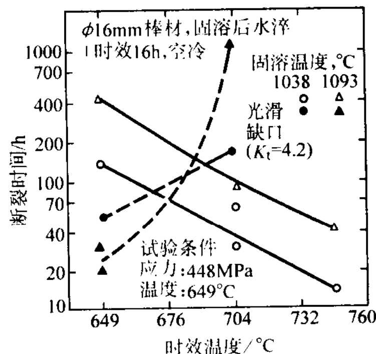


图 13.12-125　时效处理温度对 3Cr12Mn18Mo3VB 钢持久性能的影响

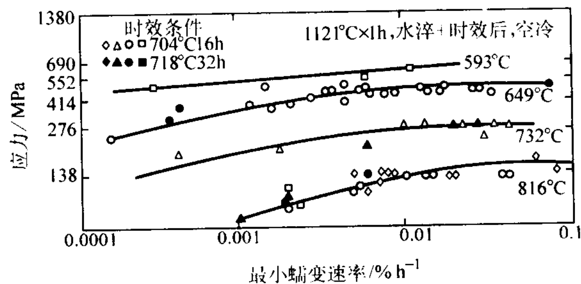


图 13.12-126　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢的最小蠕变速率曲线

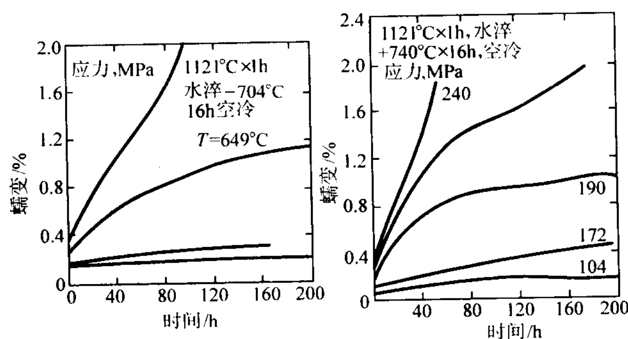


图 13.12-127　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢的平均蠕变速率曲线

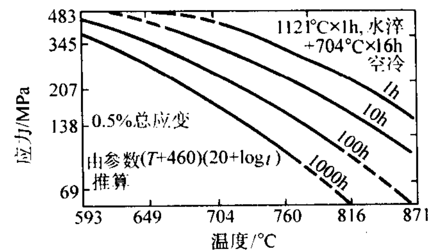


图 13.12-128　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢 0.5%总应变曲线

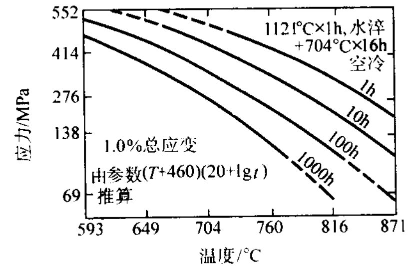


图 13.12-129　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢 1.0%总应变曲线

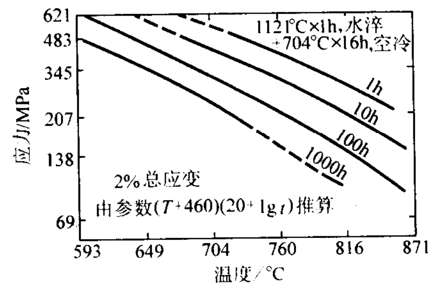


图 13.12-130　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢 2.0%总应变曲线

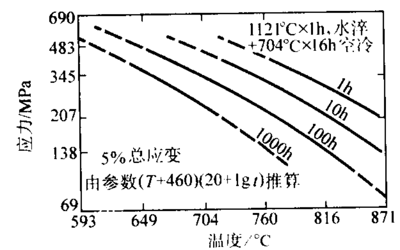


图 13.12-131　不同温度下 3Cr12Mn18Mo3VB 钢 5.0%总应变曲线

4.11.7　工艺性能与要求

1）成形性能　该钢容易进行热锻造、初轧和轧制。热加工温度约为 1 090～1 120℃，终止温度应不低于 980℃。

2）焊接性能　焊接困难，适宜焊接的状态有限。

3）切削性能　软化固溶态容易黏刀。

4.12　1Cr14.5Co13.5Mo5V

4.12.1　材料牌号介绍

1Cr14.5Co13.5Mo5V（AFC-77）是一种马氏体不锈钢。该钢高温回火时由于强烈的二次硬化作用，具有很高的强度，但在二次硬化范围内有严重的回火脆性。低温回火则断裂韧性明显改善，但低温回火后性能不稳定。在 482～648℃具有特别优越的强度，用于模铸模具、玻璃铸模、滚珠丝杆。

4.12.2　化学成分（表 13.12-147）

表 13.12-147　1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Mo	Co	S	P	V
0.15	≤0.10	≤0.20	14.5	5.0	13.5	≤0.10	≤0.01	0.50

4.12.3　典型热处理、生产工艺

奥氏体化温度：980～1 100℃×1 h，油冷或空冷，冷处理－73℃×30 min，时效：200～590℃×2 h。可采用大气下熔炼＋真空自耗重熔冶炼方法。

4.12.4　物理性能

1）密度　$\rho=7.8$ g/cm³。

2）线胀系数　如图 13.12-132 所示。

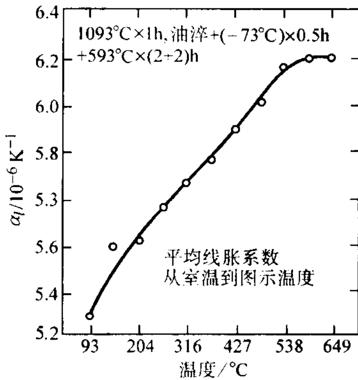


图 13.12-132　1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的线胀系数

3）回火温度对尺寸变化的影响　如图 13.12-133 所示。

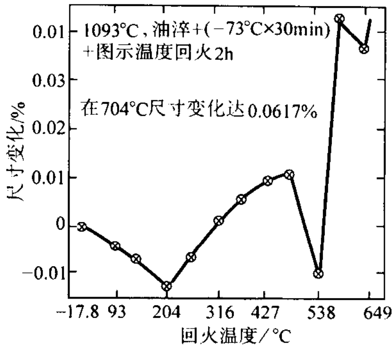


图 13.12-133　回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢尺寸变化的影响

4）不同热处理的弹性模量　如图 13.12-134 所示。

4.12.5　化学性能

该钢抗氧化能力和耐腐蚀能力较好。但在高强度状态对应力腐蚀敏感。相当于 AISI410 型。

4.12.6　力学性能

（1）不同热处理制度下的力学性能

1）奥氏体化温度和回火温度对硬度的影响　如图 13.12-135 所示。

2）冷处理及回火对硬度的影响　如图 13.12-136 所示。

3）回火温度对冷变形薄板拉伸性能的影响　如图 13.12-137 所示。

4）回火温度对薄板拉伸性能的影响　如图 13.12-138 所示。

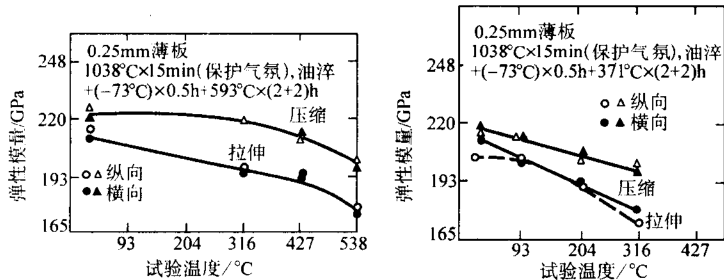


图 13.12-134　不同热处理下 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的弹性模量

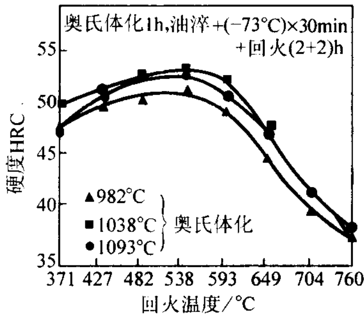


图 13.12-135　奥氏体化温度和回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢硬度的影响

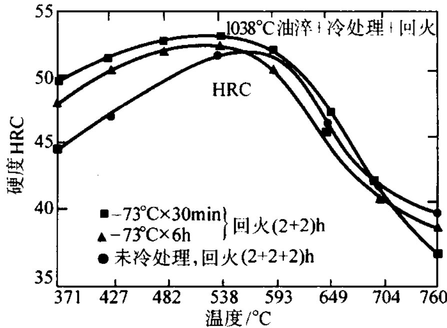


图 13.12-136　冷处理及回火对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢硬度的影响

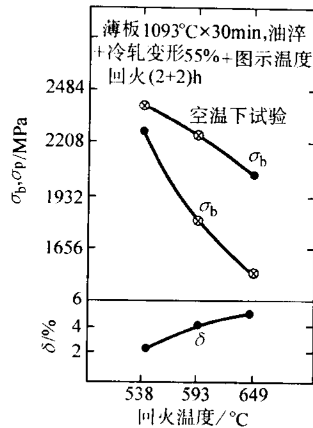


图 13.12-137 回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢冷变形薄板拉伸性能的影响

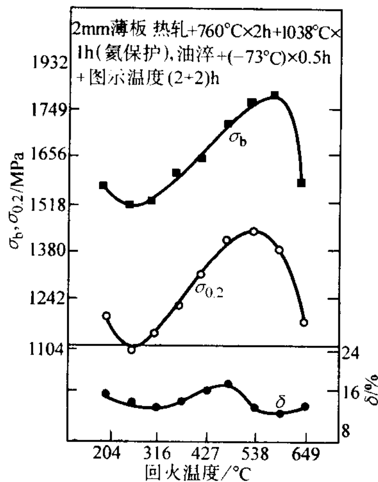


图 13.12-138 回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢薄板拉伸性能的影响

5）冷变形和回火对薄板性能的影响 如图 13.12-139 所示。

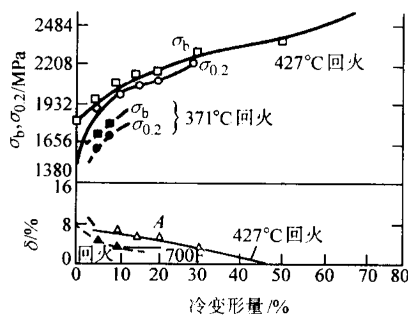


图 13.12-139 冷变形和回火对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢薄板性能的影响

6）不同温度保温 18 h 后钢丝的拉伸性能 如图 13.12-140 所示。

7）奥氏体化温度和回火温度对薄板性能的影响 如图 13.12-141 所示。

8）奥氏体化温度和回火温度对棒材性能的影响 如图 13.12-142 所示。

9）冷变形对线材拉伸性能的影响 如图 13.12-143 所示。

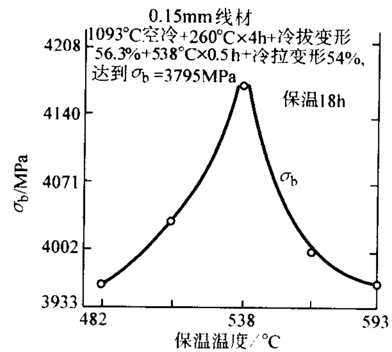


图 13.12-140 不同温度保温 18 h 后 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢丝的拉伸性能

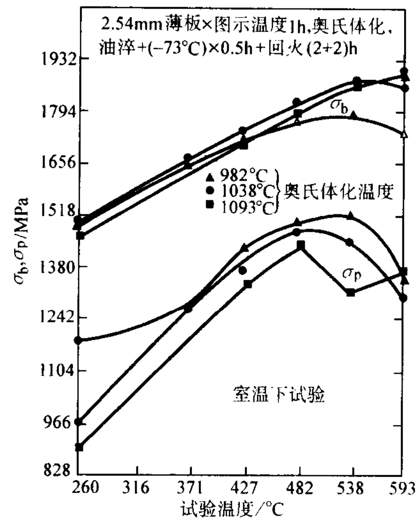


图 13.12-141 奥氏体化和回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢薄板性能的影响

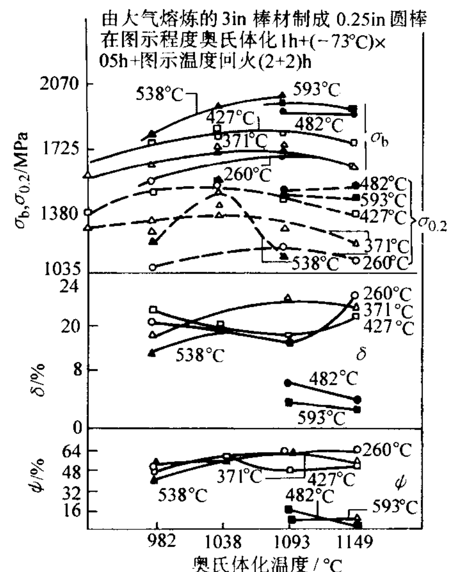


图 13.12-142 奥氏体化和回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢棒材性能的影响

10）冷变形对圆钢拉伸性能的影响 如图 13.12-144。

（2）剪切性能（表 13.12-148）

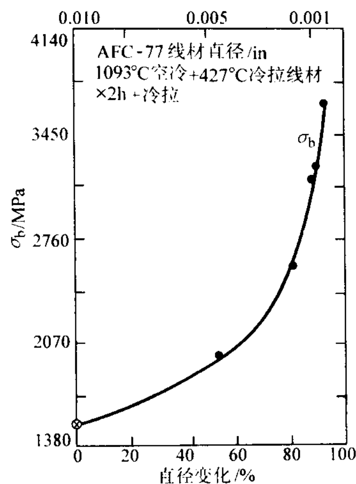


图 13.12-143 冷变形对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的线材拉伸性能的影响

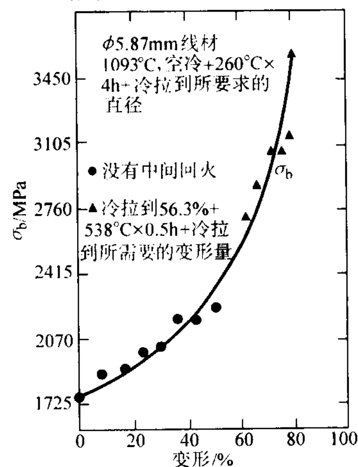


图 13.12-144 冷变形对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 圆钢拉伸性能的影响

表 13.12-148 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的剪切性能

钢种	Fe-0.15C-14.5Cr-13.5Co-5Mo-0.5V	
形状	0.506 in 圆棒	
性能	双重剪切试验	
状态	982℃×1 h，油淬+（-73℃）×30 min+565℃×(2+2)h,空冷	1 038℃×1 h，油淬+（-73℃）×30 min+538℃×（2+2）h，空冷
双重剪切强度/N（lbf） 剪切应力/MPa	262.00（58.9） 1 028	292.69（65.8） 1 150

（3）缺口性能

1）冷变形对薄板裂纹强度的影响 如图 13.12-145 所示。

2）回火温度对薄板屈服强度、裂纹强度影响 如图 13.12-146 所示。

（4）高温拉伸性能

1）棒材的高温拉伸性能 如图 13.12-147 所示。

2）薄板的高温拉伸性能 如图 13.12-148 所示。

3）丝材的高温拉伸性能 如图 13.12-149 所示。

（5）不同温度下的裂纹强度（图 13.12-150）

（6）不同温度下的持久曲线（图 13.12-151）

（7）不同温度下的疲劳性能（图 13.12-152）

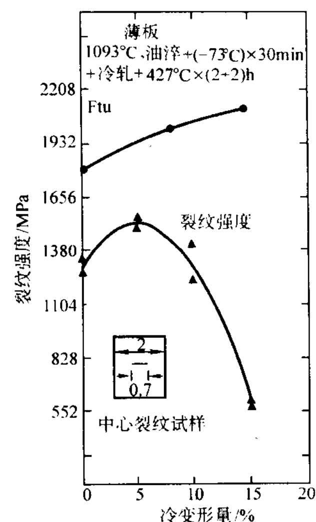


图 13.12-145 冷变形对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢薄板裂纹强度的影响

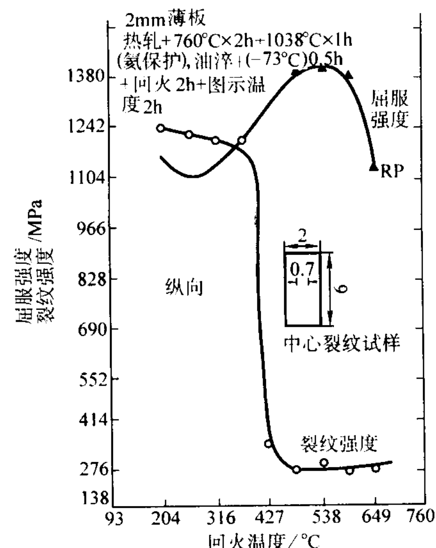


图 13.12-146 回火温度对 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢薄板屈服、裂纹强度的影响

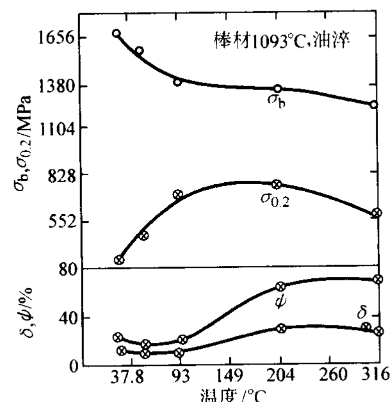


图 13.12-147 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢棒材的高温拉伸性能

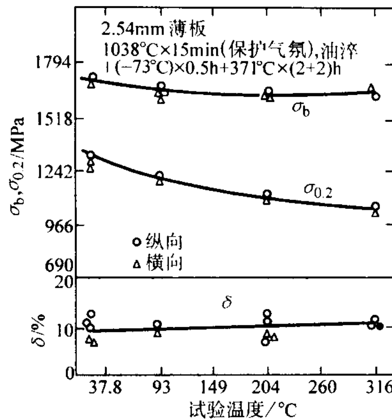


图 13.12-148　1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢薄板的高温拉伸性能

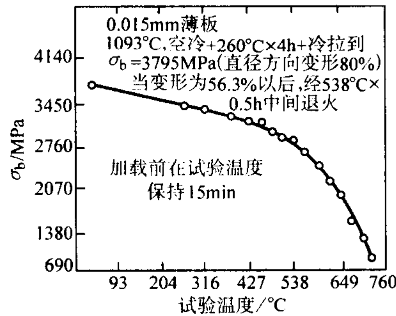


图 13.12-149　1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢丝材的高温拉伸性能

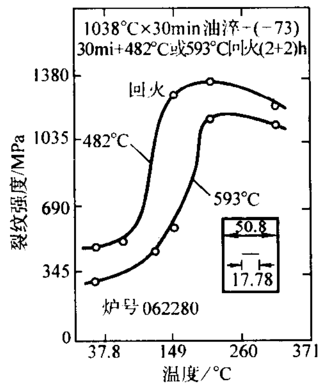


图 13.12-150　不同温度下 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的裂纹强度

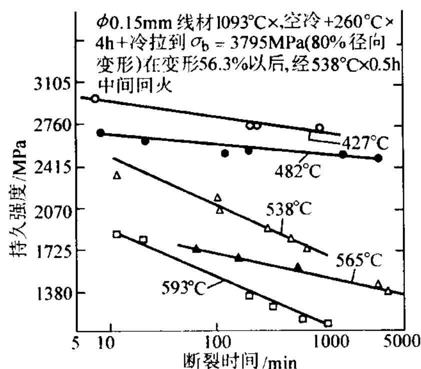


图 13.12-151　不同温度下 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的持久曲线

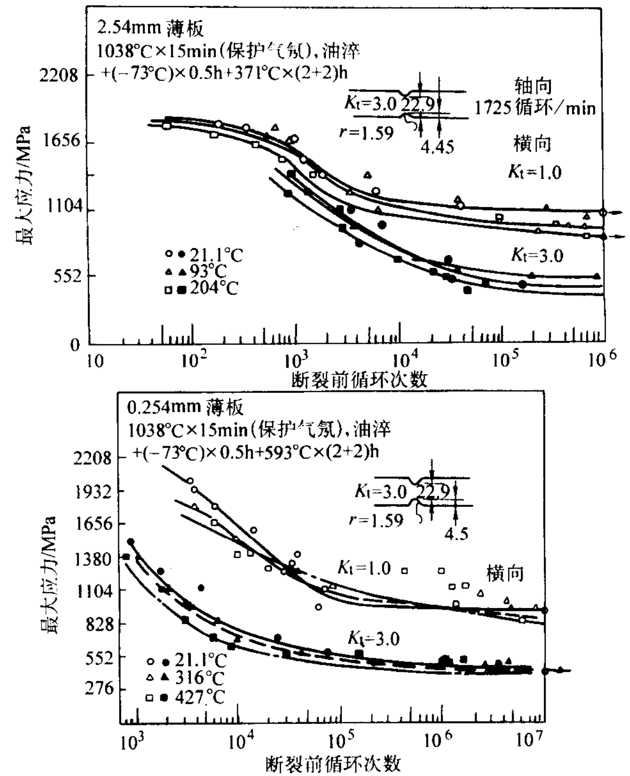


图 13.12-152　不同温度下 1Cr14.5Co13.5Mo5V 钢的疲劳性能

4.12.7　工艺性能与要求

1）成形性能　热加工温度约为 1 100～1 260℃，终锻温度不低于 870℃，热加工能力与 316 型不锈钢相当。加工硬化速度较快。

2）切削性能　在 760℃回火后最易进行切削加工。

4.13　1Cr16.5Ni4.5Mo3N

4.13.1　材料牌号介绍

1Cr16.5Ni4.5Mo3N（AM350）是一种沉淀硬化不锈钢。该钢在低于 420℃或稍高于 420℃时仍具有高的强度和不锈钢的耐蚀性能。它在退火状态是软的和可锻的，并具有奥氏体不锈钢的许多成形特性。在硬化状态具有高强高硬性。该钢种含有稍低的铬和较高的碳，最适合制造大断面工件，例如锻件、方坯、棒材和板材。用于 427℃及其以下温度的耐蚀承力结构件，燃气透平压缩机叶片、盘、转子以及在室温和中温要求高强度的轴类及类似部件，与 0Cr17Ni7Al 钢相比在高于 315℃无脆化开裂倾向。在某些发动机上用 AM350 及 AM355 代替马氏体不锈铬钢。

4.13.2　化学成分（表 13.12-149）

表 13.12-149　1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	S	P
0.08～0.12	0.50～1.25	≤0.50	16.00～17.00	4.00～5.00	2.50～3.25	0.07～0.13	≤0.030	≤0.040

4.13.3　典型热处理、生产工艺及供应状态

热处理制度有 4 种，即 SCT（负温处理回火），DA（双时效），CRT（冷轧回火）与 SCCRT（负温处理冷轧回火），薄板热处理图解见图 13.12-4。可采用真空感应炉 + 电渣重熔熔冶炼方法。主要用于制造小型钢、以薄板、带材、棒材和线材等型材供应。

4.13.4 物理性能

1）密度 $\rho = 7.81\ g/cm^3$（H态），$\rho = 7.78\ g/cm^3$（SCT－850）。

2）熔点 1 370～1 400℃。

3）电阻率 各种状态下的室温电阻率 见表13.12-150，SCT状态下的棒材电阻率如图13.12-153所示。

表13.12-150 各种状态下1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的室温电阻率

状态	电阻率/μΩ·in
H	28.0
SCT	31.9
DA	32.7

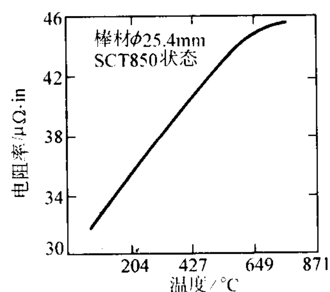


图13.12-153 SCT状态下1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢棒材的电阻率

1 in = 25.4 mm

4）热导率 如图13.12-154所示。

5）线胀系数 如图13.12-155所示。

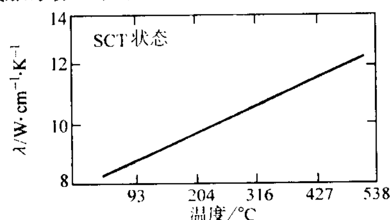


图13.12-154 1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的热导率

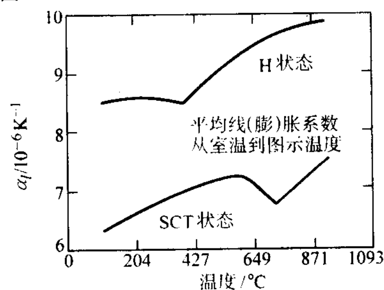


图13.12-155 1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的线胀系数

6）磁性能 见表13.12-151。

表13.12-151 1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的磁性能

钢种	Fe-17Cr-4Ni-3Mo		
状态	H	SCT	DA
在15 916 A/m（200 Oe）磁场下			
磁感应/T（Gs）	0.17（1 700）	0.86（8600）	0.998（9 980）
磁导率，最大	14	76	115
初始	12	18	18

7）弹性模量 不同温度下的弹性模量见图13.12-156。试验温度和应力时效对薄板弹性模量的影响 如图13.12-157所示。

8）相变温度 见表13.12-152。

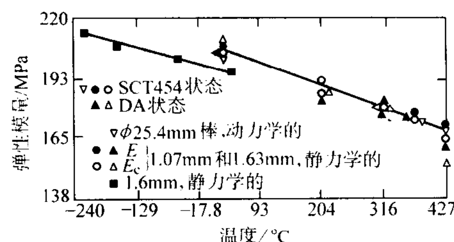


图13.12-156 不同温度下1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的弹性模量

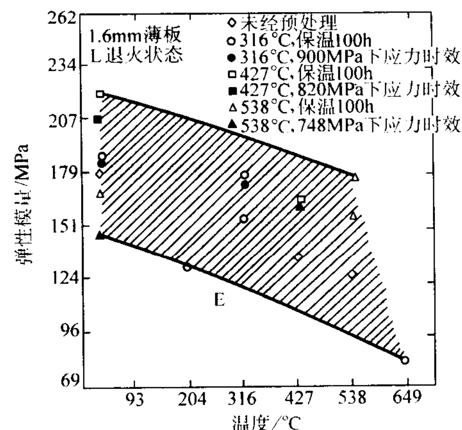


图13.12-157 试验温度和应力时效对1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢薄板弹性模量的影响

表13.12-152 1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	590	870	30～90	－80

4.13.5 化学性能

抗氧化能力可与奥氏体不锈钢相比。一般耐腐蚀性能可与奥氏体不锈钢相比，在DA状态可能产生晶间腐蚀。SCT-850状态对室温腐蚀疲劳敏感。

4.13.6 力学性能

（1）典型热处理及性能（表13.12-153）

表13.12-153 1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的典型热处理及性能

热处理状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
H	1 280	480	20	
DA	1 140	900	10	20
SCT-850	1 280	1 040	10	20
CRT	1 380	1 240	6～10	

（2）不同热处理制度下的力学性能

1）时效温度对拉伸性能的影响 如图13.12-158所示。

2）回火温度对拉伸性能的影响 如图13.12-159所示。

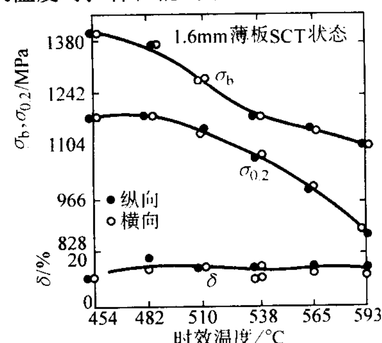


图13.12-158 时效温度对1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢拉伸性能的影响

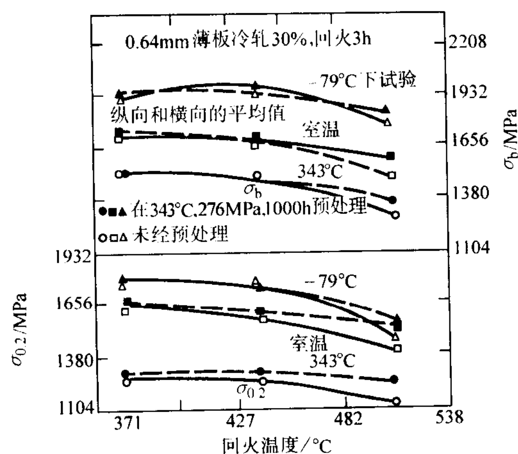


图 13.12-159 回火温度对 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢拉伸性能的影响

3) 冷变形量、回火温度对拉伸性能的影响 如图 13.12-160 所示。

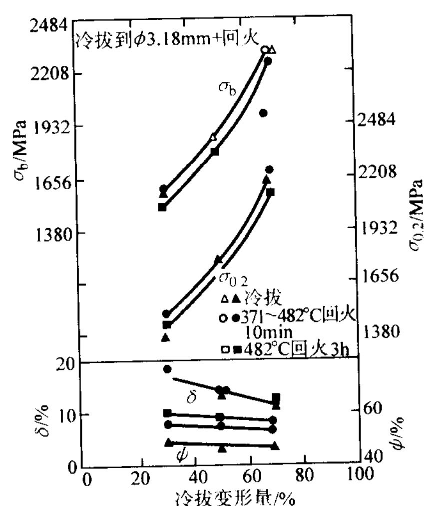


图 13.12-160 冷变形量、回火温度对 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢拉伸性能的影响

4) 不同温度下变形量对拉伸性能的影响 如图 13.12-161 所示。

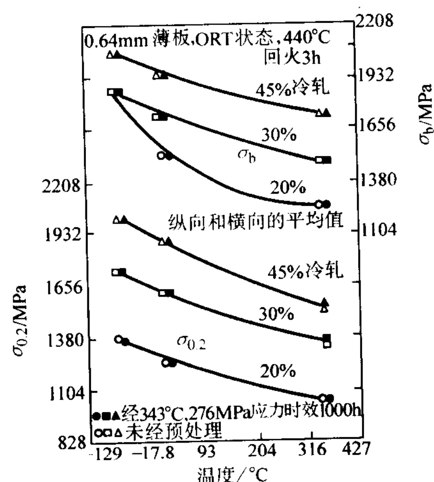


图 13.12-161 不同温度下 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的变形量对拉伸性能的影响

5) 不同温度下 L 状态的拉伸性能 如图 13.12-162 所示。

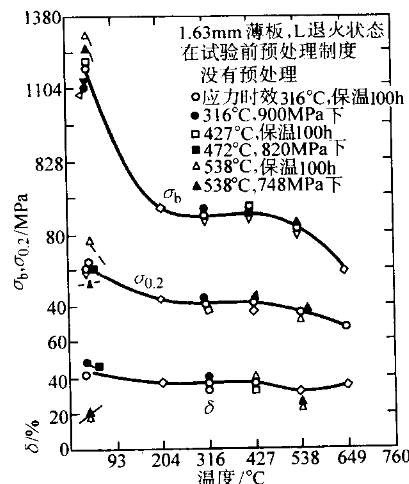


图 13.12-162 不同温度下 L 状态 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的拉伸性能

6) 不同温度下 SCT 状态的拉伸性能 如图 13.12-163 所示。

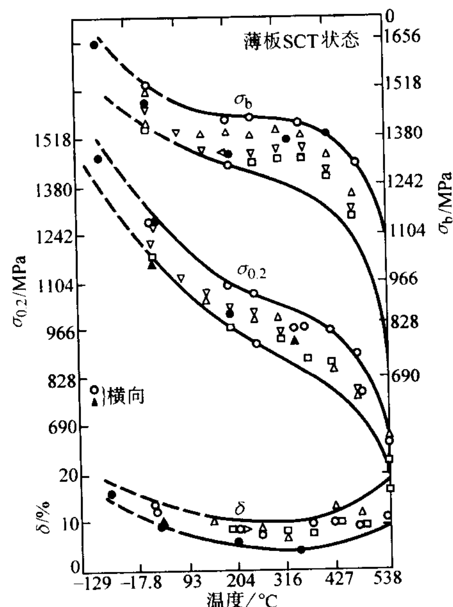


图 13.12-163 不同温度下 SCT 状态 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的拉伸性能

7) 不同温度下 CRT 状态的拉伸性能 如图 13.12-164 所示。

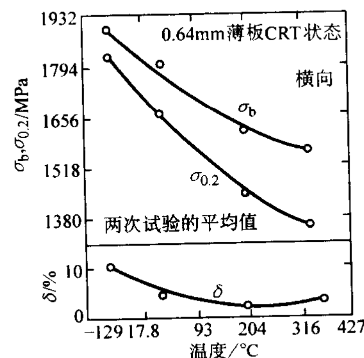


图 13.12-164 不同温度下 CRT 状态 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的拉伸性能

8）不同温度下SCT状态的应力-应变曲线　如图13.12-165所示。

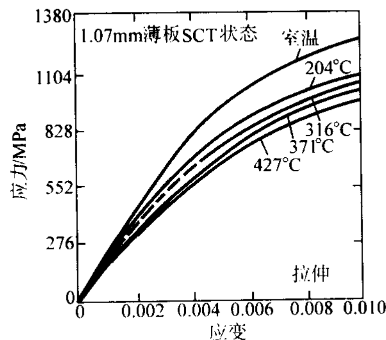


图13.12-165　不同温度下1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢SCT状态的应力-应变曲线

（3）缺口性能

1）回火温度对缺口性能的影响　如图13.12-166所示。

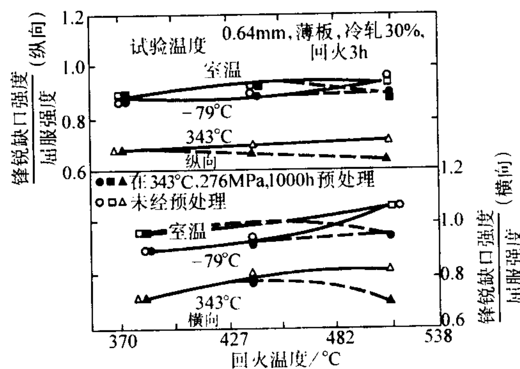


图13.12-166　回火温度对1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的缺口性能的影响

2）不同温度下冷变形量对缺口性能的影响　如图13.12-167所示。

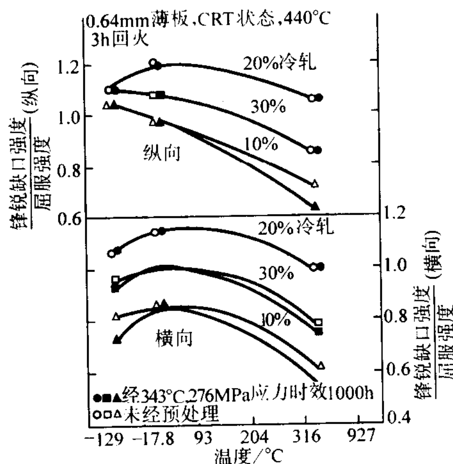


图13.12-167　不同温度下冷变形量对1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢缺口性能的影响

（4）剪切性能

1）不同温度对L状态薄板剪切强度的影响　如图13.12-168所示。

2）不同温度对SCT状态薄板剪切强度的影响　如图13.12-169所示。

（5）持久和蠕变性能

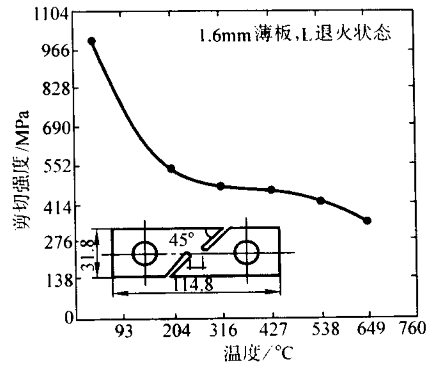


图13.12-168　不同温度对L状态1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢薄板剪切强度的影响

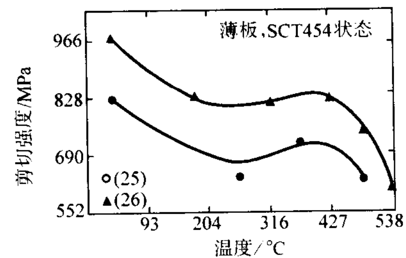


图13.12-169　不同温度对SCT状态1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢薄板剪切强度的影响

1）DA状态的持久曲线　如图13.12-170所示。

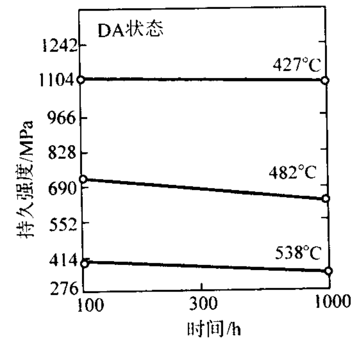


图13.12-170　DA状态1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的持久曲线

2）SCT状态的持久曲线　如图13.12-171所示。

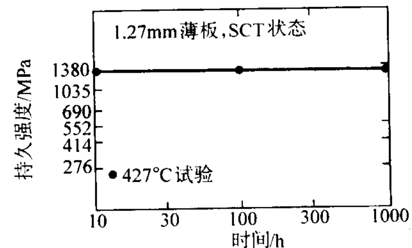


图13.12-171　SCT状态1Cr16.5Ni4.5Mo3N钢的持久曲线

3）SCT状态的最小蠕变曲线　如图13.12-172所示。

4）SCT状态的总蠕变曲线　如图13.12-173所示。

（6）疲劳性能

SCT状态薄板的疲劳曲线（图13.12-174）

4.13.7　工艺性能与要求

1）成形性能　该钢锻造温度为1 175～（925～980）℃。加工硬化迅速，故承受较大变形量需中间退火。

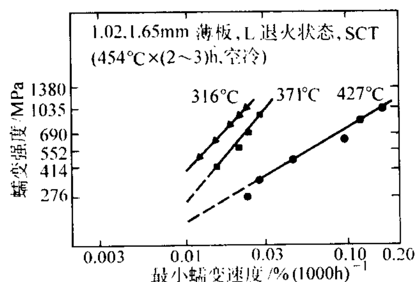


图 13.12-172 SCT 状态 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的最小蠕变曲线

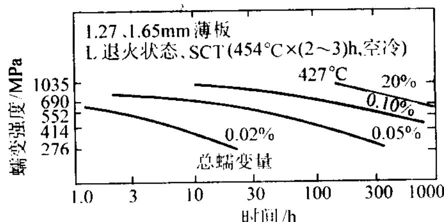


图 13.12-173 SCT 状态 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢的总蠕变曲线

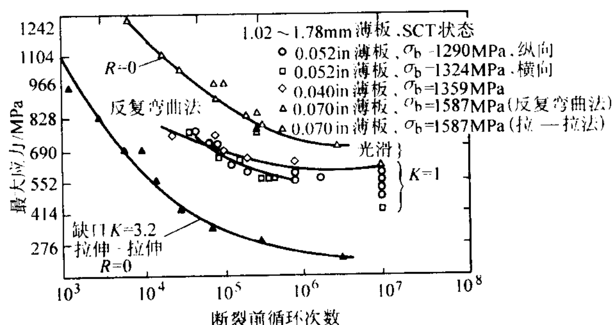


图 13.12-174 SCT 状态 1Cr16.5Ni4.5Mo3N 钢薄板的疲劳曲线

1 in = 25.4 mm

2）焊接性能　该钢可采用与奥氏体不锈钢相同的焊接方法进行焊接。允许使用不需要焊剂将焊缝溶池覆盖的焊接方法，主要使用保护气体钨极电弧焊。

3）切削性能　该钢切削性能类似于奥氏体不锈钢，需要刚性的支撑、正切削和充分冷却。在 H 和 L 态不能很好地进行切削。机加工性能类似于等硬度的低合金钢。

4.14 0Cr17Ni4Cu4Nb

4.14.1 材料牌号介绍

0Cr17Ni4Cu4Nb（Z5CND17-04、SUS630、AISI630、17-4PH）是一种马氏体沉淀硬化不锈钢。该钢具有较高的强度、耐腐蚀、抗氧化和可焊性。多用于制造既要求有不锈性及耐弱酸、碱、盐腐蚀又要求高强度的部件。适用于制造400℃以下工作的高强度耐蚀零件，例如飞机、导弹的重要螺栓、销等紧固件、配件、蒙皮、发动机零件（叶片），发动机涡轮机匣的前后安装边和阀门部件、弹簧、刃具等，以及发动机反推装置精铸件、火电机组用汽轮机叶片等。

4.14.2 化学成分（表 13.12-154）

表 13.12-154 0Cr17Ni4Cu5Nb 钢的化学成分（质量分数）

%

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Nb
≤0.07	≤1.0	≤1.0	≤0.025	≤0.035	15.00～17.00	3.00～5.00	3.00～5.00	0.15～0.45

4.14.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

热处理制度：1 020～1 060℃固溶＋450～580℃时效 4 h。钢的部分热处理图解见图 13.12-7。450～500℃时效强度达最高值，550℃左右时效强韧性配合最好。要求更高韧性、塑性及耐蚀性能，可于≥580℃进行时效，以达到冷作硬化的目的。通常以退火车光状态供应，也可以在固溶或过时效状态下供应。热轧材与锻件也可以在锻、轧状态下供应。退火处理后硬度≤363HBS。一般不以钢带或薄板供货。采用电弧炉或电弧炉＋电渣重熔冶炼或真空感应＋真空自耗重熔。

4.14.4 物理性能

1）密度　$\rho = 7.8\ g/cm^3$。

2）电阻率　见表 13.12-155。

表 13.12-155 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的电阻率

材料状态	固溶状态	480℃时效
$\rho/10^{-8}\ \Omega\cdot m$	96	78

3）熔点　1 400～1 430℃。

4）热导率　见表 13.12-156。

表 13.12-156 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的热导率

θ/℃	20	100	200	300	400	500
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	16.0	17.1	18.9	20.0	21.3	22.9

5）比热容　$c = 500/J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$。

6）线（膨）胀系数　见表 13.12-157。

表 13.12-157 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的线胀系数

θ/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.0	11.1	11.4	11.7	12.0	12.3

7）弹性模量　见表 13.12-158。

表 13.12-158 不同温度下 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的弹性模量

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600
E/GPa	206	203	198	173	171	137	101

8）相变温度　见表 13.12-159。

表 13.12-159 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	670	740	140	32

9）磁性能　见表 13.12-160。

表 13.12-160 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的磁导率

材料状态	下列条件时的 $\mu/10^{-6}H\cdot m^{-1}$		$\mu_{max}/10^{-6}H\cdot m^{-1}$
	7 958 A/m	15 316 A/m	
固溶状态	93	60	119
480℃时效	126	75	197

4.14.5 化学性能

(1) 抗氧化性能　该钢抗氧化性优于 1Cr13 而次于 1Cr17，中温抗氧化性能与普通奥氏体不锈钢相近。

(2) 耐腐蚀性能　该钢在海洋大气及海水中有较好的耐蚀性，而大气腐蚀和耐酸腐蚀能力明显优于马氏体不锈钢，而与某些奥氏体不锈钢相当。对氢脆不敏感，但在高强度状态下，有可能产生应力腐蚀。该钢在还原性酸，特别是硫酸

中耐腐蚀性良好。在海水中的腐蚀减重约为0Cr17Ni7Al钢的30%，而与1Cr18Ni9钢相当。在高温高压水中的缝隙腐蚀性能大致与1Cr18Ni9Nb钢相当。在人造海水和大气中放置两年，试样表面几乎无腐蚀痕迹。该钢对氢脆不敏感，在某些介质中可能产生高强度状态的应力腐蚀。该钢的耐腐蚀性能见表13.12-161。

表 13.12-161 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的耐腐蚀性能

介质条件	腐蚀速率/g·m^{-2}·h^{-1}				
	5% HSO_4 沸腾×8 h	10% H_2SO_4 室温×4 h	40% HNO_3 沸腾×8 h	10% HCl 30℃×48 h	80% CH_3COOH 沸腾×8 h
退火态	178 178	4.58 4.69	0.25 0.28	0.51 0.50	0.83 0.79
时效态	431 427	6.30 6.27	0.31 0.27	0.50 0.49	0.10 0.15

4.14.6 力学性能

(1) 典型热处理及性能（表13.12-162）

表 13.12-162 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的典型热处理及性能

固溶处理	时效处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	HBS
1 040℃×30 min，空冷	580℃×4 h，空冷	1 000 ~ 1 200	870	10	40	290 ~ 350
1 020 ~ 1 060℃ 水冷	470 ~ 490℃，空冷	1 310	1 180	10	40	≥375
	540 ~ 560℃，空冷	1 070	1 000	12	45	≥331
	570 ~ 590℃，空冷	1 000	865	13	45	≥302
	610 ~ 630℃，空冷	930	725	16	50	≥277
1 020℃ ~ 1 060℃，快冷	480℃×4 h，空冷	1 310	1 180	10	40	≥40HRC
	550℃×4 h，空冷	1 060	1 000	12	45	≥35HRC
	580℃×4 h，空冷	1 000	865	13	45	≥31HRC
	620℃×4 h，空冷	930	725	16	50	≥28HRC

(2) 不同温度下热处理对力学性能的影响

1) 不同温度时效后的硬度 如图13.12-175所示。

2) 时效温度对力学性能的影响 见表13.12-163。

3) 时效温度和时效时间对室温拉伸性能的影响 如图13.12-176所示。

4) 时效温度和时效时间对室温冲击吸收功的影响 如表13.12-164所示。

(3) 高温拉伸性能（图13.12-177）

(4) 低温冲击韧度（图13.12-178）

(5) 剪切性能 如图13.12-179所示。

(6) 缺口性能 如图13.12-180所示。

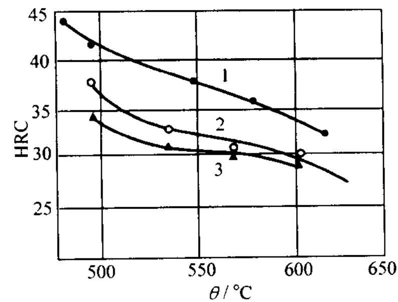


图 13.12-175 时效温度对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢硬度的影响

1—1 040℃水冷+时效4 h；2—1 040℃×1 h，空冷+816℃×0.5 h，空冷+时效3 h；3—1 040℃×1 h，空冷+816℃×0.5 h，空冷+时效5 h

表 13.12-163 时效温度对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的力学性能的影响

固溶制度	时效温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J
1 040℃×1 h，空冷	200	1 380	970	15.6	64.3	19
	250	1 340	1 020	15.9	65.8	21
	300	1 350	1 030	15.5	66.8	29
	350	1 430	1 070	14.9	64.3	30
	400	1 560	1 210	13.2	63.8	60
	450	1 660	1 430	10.7	56.0	10
	500	1 680	1 440	9.8	58.8	36
	550	1 420	1 190	11.3	59.5	56
	600	1 350	1 160	14.6	59.5	106
	650	1 230	1 050	15.5	61.8	163

表 13.12-164 时效温度和时效时间对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温冲击吸收功的影响

时效温度/℃	500	535	570	605	640	500	535	570	605	640
时效时间/h	3					5				
A_{KV}/J	152	168	183	191	204	156	148	167	188	189

注：热处理状态1 040℃×1 h，空冷+816℃×0.5 h，空冷+不同温度和时间时效。

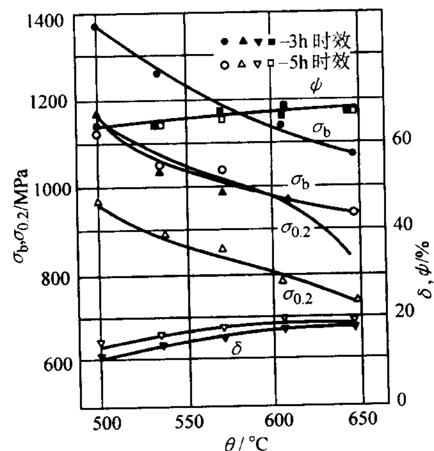


图 13.12-176 时效温度和时效时间对 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢室温拉伸性能的影响

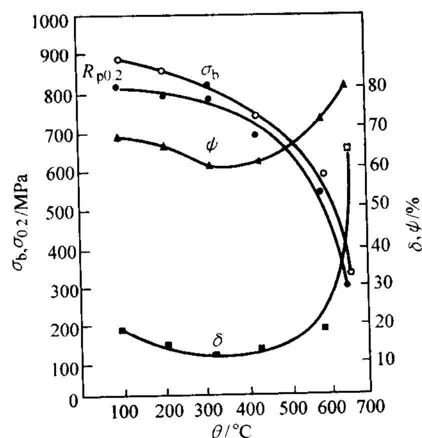


图 13.12-177　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的高温拉伸性能

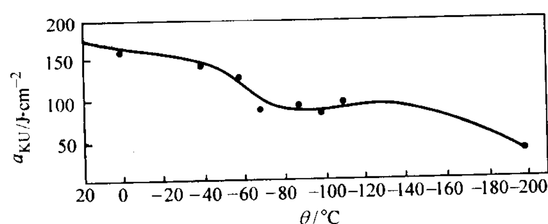


图 13.12-178　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的低温冲击韧度

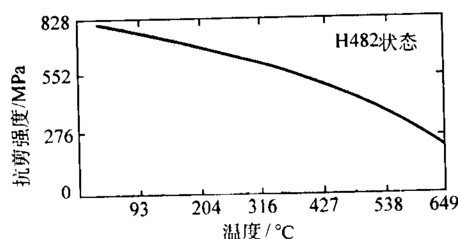


图 13.12-179　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的剪切性能

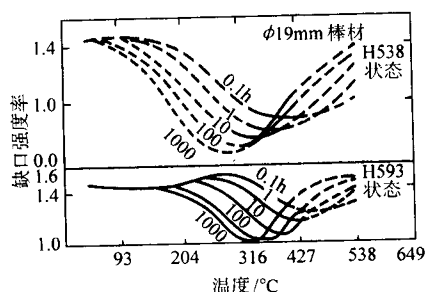


图 13.12-180　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的缺口性能

(7) 持久和蠕变性能

1) H480 状态棒材在不同温度下的总应变和持久曲线如图 13.12-181 所示。

2) H540 状态棒材在不同温度下的光滑和缺口持久曲线如图 13.12-182 所示。

3) H590 状态棒材在不同温度下的光滑和缺口持久曲线如图 13.12-183 所示。

(8) 疲劳性能

1) 高周疲劳　室温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）疲劳性能见表 13.12-165。

2) 低周疲劳性能　见表 13.12-166。

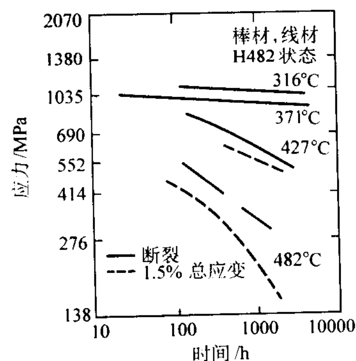


图 13.12-181　H480 状态 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢棒材的总应变和持久曲线

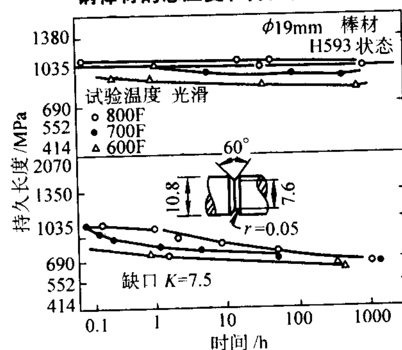


图 13.12-182　H540 状态 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢棒材的光滑和缺口持久曲线

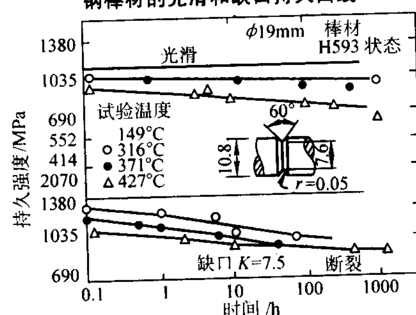


图 13.12-183　H590 状态 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢棒材在不同温度下的光滑和缺口持久曲线

表 13.12-165　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的室温旋转弯曲光滑（$K_t=1$）疲劳性能

试验方法	σ_{max}/MPa	$N/10^3$ 周	
升降法	635	53	指定寿命 $N=10^7$ $\sigma=500$ MPa
	590	545, 249	
	550	741,628,988, > 10 000	
	520	> 12 000,602, > 10 000	
	500	1 4000, > 14 000	

注：热处理状态 1 040℃ × 1 h，空冷 + 816℃ × 0.5 h，空冷 + 650℃ × 5 h，空冷。

表 13.12-166　0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的低周疲劳性能

试验方法	σ_{max}/MPa	$N/10^3$		X	s	N (50/10³)
组成试验	550	144	180	5.207	0.069	161
	520	360	324	5.533	0.032	341
	480	498	471	5.685	0.017	484

注：热处理状态 1 040℃ × 1 h，空冷 + 816℃ × 0.5 h，空冷 + 650℃ × 5 h，空冷。

3）拉-压疲劳（$\sigma_b=0$）S-N 曲线 如图 13.12-184 所示。

4）拉-压疲劳（$\sigma_b=275$ MPa）S-N 曲线 如图 13.12-185 所示。

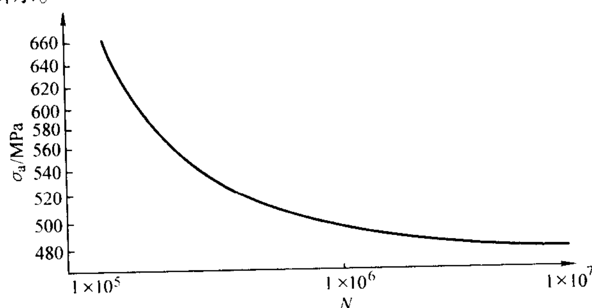


图 13.12-184 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的拉-压疲劳（$\sigma_b=0$）S-N 曲线

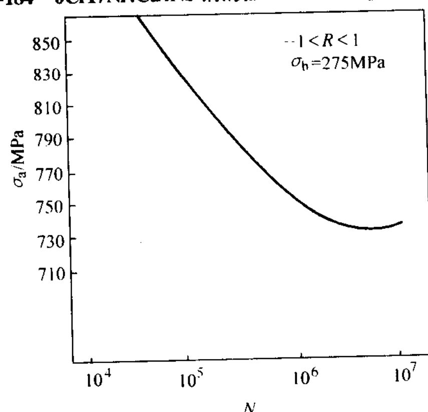


图 13.12-185 0Cr17Ni4Cu4Nb 钢的拉-压疲劳（$\sigma_b=275$ MPa）S-N 曲线

4.14.7 工艺性能与要求

1）成形性能 该钢热加工性比 0Cr17Ni7Al 钢差些，主要表现为锻造温度区间较窄并要求较高的停锻温度（开锻温度为 1 175～12 30℃，停锻温度为 1 010℃）。但只要控制加热温度（1 200℃）下的 δ-铁素体体积分数不超过 10%，则钢的热塑性尚好。对于尺寸较大或形状较复杂的零件，热加工后应及时重新加热到原热加工的温度，并进行缓慢冷却。

2）焊接性能 在固溶、时效或过时效状态均可使用任何不锈钢焊接方法进行焊接，焊前不需预热，如果要求焊缝强度接近于时效硬化后钢的强度，则焊后必须重新固溶和时效处理。该钢也适宜钎焊，最佳的钎焊温度是固溶处理温度。

3）零件热处理工艺 1 020～1 060℃固溶＋480～620℃时效 4 h。时效温度根据使用要求而定。

4）表面处理 时效后氧化皮用盐溶方法除去。

5）切削加工性能 大体上与等硬度的 416 型不锈钢一样。切削加工时要注意时效时尺寸的收缩。建议用冷锯法进行切割。

4.15 0Cr15Ni5Cu3Nb

4.15.1 材料牌号介绍

0Cr15Ni5Cu3Nb（15-5PH）是在 17-4PH 基础上发展的马氏体沉淀硬化不锈钢。该钢除具有较高的强度外还具有高的横向韧性、良好耐腐蚀、抗氧化性、焊接性和良好的可锻造性能。主要用于既要求高强度、良好韧性，又要求具有优良耐蚀性的使用环境。用于 B767 飞机起落架（1 170～1 310 MPa）、用于飞机高压系统的泵、阀和其他航空结构件，例如齿轮、凸轮、轴类、刃具等。代替 0Cr17Ni4Cu4Nb 用于 XB-70 飞机的主要负荷轴承以及大锻件。在 C5A 和 C17 运输机中作为发动机装备零件和货舱材料以及飞机紧固件、核反应堆部件等。

4.15.2 化学成分（表 13.12-167）

表 13.12-167 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Nb
≤0.07	≤1.0	≤1.0	≤0.030	≤0.040	14.00～15.50	3.50～5.50	2.50～4.50	0.15～0.45

4.15.3 典型热处理、生产工艺及供应状态

热处理制度：固溶处理温度为 1 025～1 050℃，快速冷却到室温，时效温度为 480～620℃，具体温度的选择与所要求的强度和韧性有关。通常以退火车光状态供应，也可以在固溶或过时效状态下供应。热轧材与锻件也可以在锻、轧状态下供应。采用电弧炉或电弧炉＋电渣重熔冶炼或真空感应＋真空自耗重熔。

4.15.4 物理性能

1）密度 见表 13.12-168。

表 13.12-168 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的密度

密 度	热处理状态			
	A	H480	H580	H620
$\rho/g\cdot cm^{-3}$	7.78	7.80	7.81	7.82

2）电阻率 见表 13.12-169。

表 13.12-169 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的电阻率

材 料 状 态	固溶状态	480℃时效
$\rho/10^{-8}\Omega\cdot m$	98	77

3）熔点 1 400～1 440℃。

4）热导率 见表 13.12-170。

表 13.12-170 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的热导率

θ/℃	20	100	200	300	400	500
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K$	16.2	17.0	18.6	20.0	21.0	22.6

5）比热容 $c=460$ J/（kg·℃）（A 态）。

6）线胀系数 见表 13.12-171。

表 13.12-171 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的线胀系数

θ/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	10.8	11.0	11.3	11.7	12.2

7）弹性模量 $E=195$ GPa。

8）相变温度 见表 13.12-172。

表 13.12-172 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	680	760	130	20

4.15.5 化学性能

该钢耐腐蚀性能优于 1Cr13 钢和 1Cr17Ni2 钢，与 17-4PH 钢相当。在 H480 态钢的耐蚀性最佳。在 A 态或在 523℃或高于 523℃时效状态，此钢具有高的耐海洋大气的应力腐蚀性能。

4.15.6 力学性能

1）不同温度不同热处理制度下的力学性能 见表 13.12-173。

表 13.12-173　不同温度不同热处理制度下 0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的力学性能

热处理制度	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
1 040℃空冷或油冷后+H495 时效 4 h 空冷	24	1 310	1 210	16	59
	204	1 150	1 050	15	54
	316	1 090	960	14	59
	427	1 020	865	15	60
	494	755	630	17	70
	649	400	315	26	83
1 040℃空冷或油冷后+H550 时效 4 h 空冷	24	1 140	1 110	17	64
	204	1 010	955	15	58
	316	955	900	14	57
	427	910	815	15	60
	494	720	625	18	70
	649	370	280	28	83
1 040℃空冷或油冷后+H590 时效 4 h 空冷	24	1 070	1 030	19	67
	204	945	920	16	62
	316	905	865	14	57
	427	845	780	14	60
	494	660	605	18	71
	649	—	—	—	—
1 040℃空冷或油冷后+H620－M 时效 4 h 空冷（双时效工艺）	24	890	715	23	75
	204	760	685	20	64
	316	715	660	19	70
	427	670	605	17	69
	494	550	530	20	74
	649	—	—	—	—

2）室温和低温冲击性能　见表 13.12-174。

表 13.12-174　0Cr15Ni5Cu3Nb 钢的室温和低温冲击吸收功 A_{KV}　J

试验温度/℃	1 040℃空冷或油冷后			
	H495	H550	H590	H620-M
24	78	113	130	235
－12	38	62	108	232
－40	22	31	73	225
－79	9.5	12	36	205
－196	—	3	4.7	45

3）纵横向的力学性能　见表 13.12-175。

表 13.12-175　0Cr15Ni5Cu3Nb 钢纵横向的力学性能

热处理	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ/%		ψ/%		A_{KV}/J		HRC
	L	T	L	T	L	T	L	T	L	T	
H485	1 310		1 170		10	6	35	15	—	—	40～47
H490	1 170		1 070		10	7	38	20	7	—	38～45

续表 13.12-176

热处理	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ/%		ψ/%		A_{KV}/J		HRC
	L	T	L	T	L	T	L	T	L	T	
H550	1 070		995		12	8	45	27	20	14	35～42
H580	995		860		13	9	45	28	27	20	32～39
H590	960		790		14	10	45	29	34	20	31～38
H620	925		720		16	11	50	30	41	27	28～37
H620-M	790		515		18	14	55	35	74	47	34～30

4.15.7　工艺性能与要求

1）成形性能　该钢的锻造温度为（1 175～1 205℃）～1 010℃。在高于 1 205℃加热将引起晶粒长大，应予避免，锻后应快速冷却到 30℃以下。

2）焊接性能　该钢可用焊接不锈钢的方法进行焊接，焊前不需预热。

3）切削加工性能　该钢的切削加工性能尚好。

4.16　0Cr14Ni8Mo2Al

4.16.1　材料牌号介绍

0Cr14Ni8Mo2Al（PH14-8Mo）是一种半奥氏体沉淀硬化不锈钢。是 PH15-7Mo 钢的改型，其抗拉强度和屈服强度稍低，而韧性相当高，焊接性能良好。主要用于制造压力容器、宇航部件、飞机蒙皮、蜂窝结构、珩架结构、翼片和热屏蔽。与 0Cr15Ni7Mo2Al 钢相比较，本钢在同样强度级别下有较高的韧性。也可以用于制造弹簧、模具、钟表和仪器的零部件以及紧固件等。

4.16.2　化学成分（表 13.12-176）

表 13.12-176　0Cr14Ni8Mo2Al 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	S	P	Mo
0.02～0.05	≤1.00	≤1.00	13.50～15.50	7.50～9.50	0.75～1.50	≤0.015	≤0.015	2.00～3.00

4.16.3　典型热处理、生产工艺及供应状态

退火 980℃～1 010℃×30 min，（SRH 态）920～935℃×1 h，空冷＋（－78℃）冷处理（1 h 内）×8 h＋510℃时效 1 h或 565℃时效 1 h。（CH 态）480～490℃×1 h，空冷或 560～570℃×1 h，空冷。可采用真空感应熔炼方法。供应状态为退火状态（A 态）和冷加工（C 态）。

4.16.4　物理性能

1）密度　见表 13.12-177。

表 13.12-177　0Cr14Ni8Mo2Al 钢的密度

密　度	热处理状态	
	A	SRH
ρ/g·cm^{-3}	7.82	7.71

2）熔点　1 410～1 440℃。

3）比热容　c＝460 J/（kg·℃）。

4）线胀系数　如图 13.12-186 所示。

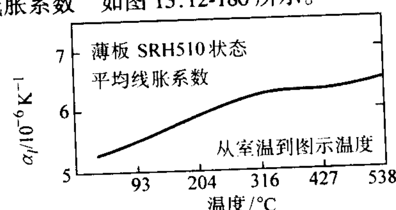


图 13.12-186　0Cr14Ni8Mo2Al 钢的线胀系数 α_l

5）弹性模量 E 在 SRH950 态下纵向为 196 GPa，横向为 203 GPa。

4.16.5 化学性能

（1）抗氧化性能 与 18-8 型奥氏体不锈钢相近。

（2）耐腐蚀性能 耐腐蚀性能介于镍铬奥氏体不锈钢与马氏体不锈钢之间。易于受盐应力腐蚀，但性能优于 17-7PH 和 PH15-7Mo。

4.16.6 力学性能

（1）典型热处理及性能（表 13.12-178）

表 13.12-178 0Cr14Ni8Mo2Al 钢的典型热处理及性能

热处理状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	硬度 HRC
A	1 050	450	20	HRB 100
SRH510	1 480	1 280	4	40
SRH565	1 380	1 220	5	38
C	1 430	1 220	5	42
CH480	1 770	1 690	1.5	52

（2）不同热处理制度下的力学性能

1）冷变形对薄板硬度的影响 如图 13.12-187 所示。

2）时效温度对薄板（SRH 态）拉伸性能的影响 如图 13.12-188 所示。

3）冷变形对薄板拉伸性能的影响 如图 13.12-189 所示。

（3）高温性能

1）薄板（SRH510 态）的高温拉伸性能 如图 13.12-190 所示。

图 13.12-187 冷变形对 0Cr14Ni8Mo2Al 钢薄板硬度的影响

图 13.12-188 时效温度对 0Cr14Ni8Mo2Al 钢薄板（SRH 态）拉伸性能的影响

图 13.12-189 冷变形对 0Cr14Ni8Mo2Al 钢薄板拉伸性能的影响

图 13.12-190 0Cr14Ni8Mo2Al 钢薄板（SRH510 态）的高温拉伸性能

2）薄板（SRH565 态）的高温拉伸性能 如图 13.12-191 所示。

图 13.12-191 0Cr14Ni8Mo2Al 钢薄板（SRH565 态）的高温拉伸性能

3）薄板（CH 态）的高温拉伸性能 如图 13.12-192 所示。

（4）缺口性能

时效温度对该钢缺口性能的影响如图 13.12-193。

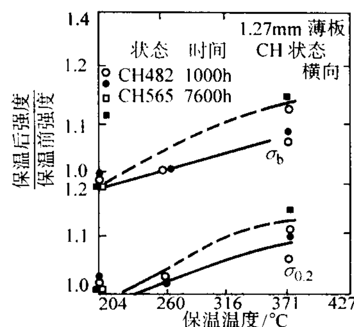


图 13.12-192　0Cr14Ni8Mo2Al 钢薄板（CH 态）的高温拉伸性能

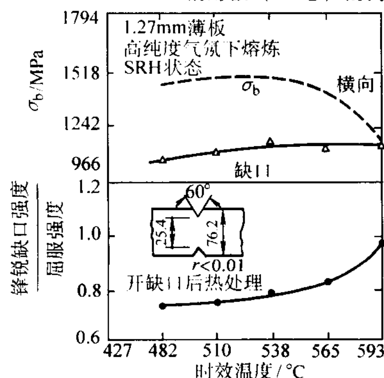


图 13.12-193　0Cr14Ni8Mo2Al 钢的时效温度对缺口性能的影响

4.16.7　工艺性能与要求

1）成形性能　开锻（轧）温度约为 1 100℃，终止温度应不低于 950℃，锻、轧后空冷。冷加工硬化倾向较大。

2）焊接性能　可进行电弧焊或电阻焊，尤其以采用气体保护焊为好。

3）零件热处理工艺　不推荐采用盐炉加热。高温加热时，比较适用的炉子气氛是空气、干燥氢气、氩气和氦气等，在 760℃以下，只有真空处理可获得无氧化加热。为了降低缺口敏感性及改善耐腐蚀尤其是耐应力腐蚀性能，可进行不同程度的过时效处理，虽然抗拉强度有所下降，但综合性能会更好。在冷处理时因组织转变而导致尺寸增大约 0.3%～0.4%，而在时效时缩小约 0.02%，对于要求精确尺寸的零件需预先考虑。

4）切削加工与磨削性能　尚好。

4.17　0Cr13Ni8Mo2Al

0Cr13Ni8Mo2Al（PH13-8Mo）是一种性能优良的马氏体沉淀硬化不锈钢。具有高强度、高硬度以及优良的耐疲劳性、耐蚀性和工艺性（成形性和焊接性），因而广泛应用于航空、航天及其他尖端武器等重要耐蚀承力构件。PH13-8Mo 是高级宇航优质材料，主要用于制造第四代飞机、舰载飞机中温耐蚀的重要承力构件，以及制作航天、航空飞机、火箭发动机框（架）、发射结构架。高强高韧薄板用于压力容器、航空器结构件、飞机蜂窝结构；飞机部件例如扣闩、轴、紧固件、飞机着陆齿轮部件；飞机阀件、冷顶锻及机加工承力机匣、发动机零件；用作 C5A 和 C17 运输机的发动机装备零件和货舱材料；飞机销、闭锁垫圈、轴尖；飞机用大锻件（横向性能好）；反应堆构件；化工中要求抗应力腐蚀部件。

4.17.1　化学成分（表 13.12-178）

表 13.12-178　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	S	P
≤0.05	≤0.10	≤0.10	12.25～13.25	7.50～8.50	2.00～2.50	0.75～1.50	≤0.008	≤0.010

4.17.2　典型热处理、生产工艺及供应状态

大断面纵、横向有良好的断裂韧性，推荐的热处理制度为：固溶温度为 915～935℃，固溶处理时间随钢断面而定，空冷或油冷到低于 15℃。然后用不同的时效硬化温度（510～620℃）时效 4 h 后冷却到 16℃以下。所选择的具体温度与所要求的性能有关。为了保证钢有足够的洁净度，该钢采用真空感应＋真空自耗的双真空冶炼，钢锭脱模后，为了防止开裂，必须红送退火或及时坑冷。

4.17.3　物理性能

1）密度　$\rho = 7.8$ g/cm^3。

2）熔点　1 400～1 450℃。

3）比热容　$c = 450$ J/（kg·℃）。

4）电阻率　$\rho = 104 \times 10^{-8}$ Ω·m。

5）热导率　见表 13.12-179。

表 13.12-179　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的热导率

温度/℃	100	500
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	13.8	21.9

6）线胀系数　见表 13.12-180。

表 13.12-180　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的线胀系数

温度/℃	100	200	300	400	500	550
α_l/10^{-6}K^{-1}	10.5	10.6	10.9	11.3	11.7	11.9

7）弹性模量　$E = 203.5$ GPa。

4.17.4　化学性能

1）抗氧化性能　与 18-8 型奥氏体不锈钢相近。

2）耐腐蚀性能　该钢不锈性和 0Cr18Ni9 钢相似，在强的氧化性和还原性酸中以及在大气中其均匀腐蚀性与 0Cr18Ni9 钢相似，是 PH 不锈钢中耐应力腐蚀性能最好的钢种。

4.17.5　力学性能

（1）典型热处理及性能（表 13.12-181）

表 13.12-181　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的典型热处理及性能（927℃ × 30 min 固溶）

状态	取向	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
H510	纵向	≥1 515	≥1 415	≥10	≥45	≥39	≥70
	横向	≥1 515	≥1 415	≥10	≥35	≥23	
H540	纵向	≥1 415	≥1 310	≥10	≥50	≥47	≥90
	横向	≥1 415	≥1 310	≥10	≥40	≥31	

（2）不同温度下热处理制度对力学性能的影响。

1）热处理制度对力学性能的影响　见表 13.12-182。

表 13.12-182　热处理制度对 0Cr13Ni8Mo2Al 钢力学性能的影响

热处理制度	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	A_K /J
927℃ × 30 min（A）	L	1 100～1 170	730～825	17～20	64～65	125～150
	T	1 100～1 170	690～820	17～19	64～65	98～142
退火＋冷加工＋510℃ × 4 h	L	1 610	1 480	12	45	27
	T	1 610	1 480	12	35	14
A＋510℃ × 4 h	L	1 520～1 590	1 420～1 450	16～23	56～62	55～70
	T	1 520～1 580	1 420～1 440	16～21	49～58	48～65

续表 13.12-182

热处理制度	方向	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	A_K /J
A + 540℃ × 4 h	L	1 420 ~ 1 480	1 310 ~ 1 410	14 ~ 19	56 ~ 64	69 ~ 88
	T	1 420 ~ 1 480	1 310 ~ 1 410	14 ~ 19	53 ~ 60	61 ~ 76
A + 565℃ × 4 h	L	1 240 ~ 1 310	1 140 ~ 1 240	19 ~ 21	64 ~ 67	90 ~ 120
	T	1 240 ~ 1 290	1 140 ~ 1 180	19 ~ 21	58 ~ 63	85 ~ 113
A + 595℃ × 4 h	L	1 060 ~ 1 140	885 ~ 1 030	18 ~ 23	65 ~ 70	108 ~ 154
	T	1 060 ~ 1 110	885 ~ 990	17 ~ 21	61 ~ 68	78 ~ 121
A + 620℃ × 4 h	L	995 ~ 1 040	720 ~ 890	20 ~ 25	65 ~ 74	114 ~ 162
	T	980 ~ 1 020	720 ~ 880	19 ~ 24	63 ~ 69	89 ~ 140
A + 760℃ × 2 h + 620℃ × 4 h	L	990 ~ 1 010	745 ~ 780	13 ~ 17	68 ~ 72	149 ~ 188
	T	990 ~ 1 010	745 ~ 770	13 ~ 16	66 ~ 70	108 ~ 153

2）锻比对力学性能的影响　见表 13.12-183。

表 13.12-183　锻比对 0Cr13Ni8Mo2Al 钢力学性能的影响（927℃ × 30 min + 540℃ × 4 h 时效）

锻比	方向	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HRC
6	L	1 470 ~ 1 540	1 370 ~ 1 440	4 ~ 14	60	12 ~ 68	42 ~ 44
	T	1 460 ~ 1 490	1 350 ~ 1 390	6 ~ 15	19 ~ 58	10 ~ 50	41 ~ 44
8	L	1 460 ~ 1 500	1 360 ~ 1 400	12 ~ 14	36 ~ 64	27 ~ 102	43 ~ 44
	T	1 480 ~ 1 490	1 380 ~ 1 390	12 ~ 14	36 ~ 63	16 ~ 76	42 ~ 44
10	L	1 470 ~ 1 490	1 370 ~ 1 390	13 ~ 14	45 ~ 65	35 ~ 90	44 ~ 46
	T	1 440 ~ 1 460	1 340 ~ 1 360	12 ~ 14	40 ~ 64	15 ~ 102	44 ~ 45
12	L	1 590 ~ 1 600	1 490 ~ 1 500	19 ~ 20	47 ~ 52	50 ~ 55	43
	T	1 520 ~ 1 580	1 390 ~ 1 440	17 ~ 18	52 ~ 53	50 ~ 52	

（3）高温力学性能（表 13.12-184）

表 13.12-184　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
93	1 070	1 000	23	69
149	1 060	1 000	22	70
204	1 020	965	20	70
260	990	945	19	69
316	975	925	18	69
371	945	885	18	69

（4）低温冲击性能（表 13.12-185）

表 13.12-185　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的低温冲击吸收功（A_{KV}）　J

试验温度/℃	510℃时效	540℃时效	565℃时效	595℃时效	760℃ + 620℃时效
0	15	27	47	62	
-53	10	16	30	51	
-79	7	11	18	43	119
-115	4	8			96
-140	3	7	8	19	
-196	3	5	5	7	41

（5）断裂韧度（表 13.12-186）

表 13.12-186　0Cr13Ni8Mo2Al 钢的断裂韧度

热处理状态	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
927℃ × 30 min + 510℃ × 4 h	68 ~ 85
927℃ × 30 min + 540℃ × 4 h	77 ~ 90

4.17.6　工艺性能与要求

1）成形性能　该钢的热加工性能良好，锻造加热温度为 1 175 ~ 1 205℃，在 1 040℃下应具有大于 50% 的变形量，以得到细化的晶粒。坯料或大断面锻件锻后需退火。

2）焊接性能　该钢 A 态或任何时效态均可焊接，不需预热。通常以 TIG 工艺最佳为好。薄截面材料焊后不必退火，厚截面材料时效前需退火。

3）切削加工与磨削性能　尚好。

4.18　00Cr12Ni8Cu2AlNb

00Cr12Ni8Cu2AlNb（Custom455）钢是一种马氏体时效不锈钢，有良好的强韧性、耐蚀性，特别是良好的耐应力腐蚀性能和工艺性能，最高使用温度为 450℃，瞬时使用温度可达 800℃左右。它可以制成棒、丝、板、带及锻件和铸件，主要用于要求耐腐蚀的高强度高韧性零部件，例如航空及原子能设备部件，高性能的轴、齿轮及弹簧等。

4.18.1　化学成分（表 13.12-187）

表 13.12-187　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Al	Nb
≤0.03	≤0.35	≤0.35	11.50 ~ 12.50	7.5 ~ 8.5	1.5 ~ 2.5	0.80 ~ 1.20	0.2 ~ 0.5

4.18.2　典型热处理、生产工艺和供应状态

该钢固溶处理：820 ~ 900℃ × 30 min，空冷或水冷。时效处理：480 ~ 510℃ × 3 h，空冷。采用真空感应炉 + 真空自耗重熔工艺熔炼，也可采用真空感应炉 + 电渣重熔。供应状态为棒材以固溶处理状态供应，钢丝以固溶处理状态供应。

4.18.3　物理性能

1）密度　$\rho = 7.7$ g/cm^3。

2）电阻率　$\rho = 95 \times 10^{-8}$ Ω·m。

3）熔点　1 400 ~ 1 440℃。

4）比热容　$c = 460$ J/（kg·℃）。

5）热导率　见表 13.12-188。

表 13.12-188　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的热导率

θ/℃	20 ~ 100	20 ~ 500
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	15.0	21.0

6）线胀系数　见表 13.12-189。

表 13.12-189　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的线胀系数

θ/℃	20 ~ 100	20 ~ 300	20 ~ 550
α_l/10^{-6}K^{-1}	10.3	11.5	11.9

7）弹性模量　$E = 212$ GPa（静态）。

8）切变模量　$G = 77$ GPa。

9）泊松比　$\mu = 0.38$。

10）相变温度　见表 13.12-190。

表 13.12-190　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的相变温度

相变点	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
θ/℃	620	680	248	45

4.18.4 化学性能

（1）抗氧化性能（表 13.12-191）

表 13.12-191　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的抗氧化性能（氧化速率）　$g \cdot m^{-2} \cdot h^{-1}$

θ/℃	t/h			
	0.17	1	10	20
800	2.28	0.40	0.09	0.035
900	2.58	0.33	0.36	2.28

该钢的抗氧化性能比 0Cr17Ni7 钢略差。

（2）耐腐蚀性能

1）耐盐雾腐蚀性能　以 3%MaCl 水溶液喷射试样表面，每次喷 30 s，每小时喷 4 次，连续试验 48 h，固溶状态试样的点蚀面积占 0.08%，时效状态的占 0.23%。

2）耐工业大气腐蚀性能　大气中进行了五年半的挂片试验，试样表面仍呈灰白色，没有出现锈蚀。

3）耐人造海水及人造海洋性气氛的腐蚀性能　在室温 30%NaCl 人造海水及人造海洋大气中进行腐蚀试验，历时五年半，失重极小（属绝对耐蚀级）。

4.18.5 力学性能

1）典型热处理及性能　见表 13.12-192。

表 13.12-192　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的典型热处理及性能

热处理制度	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
820～880℃×10 min 水冷 + 480～510℃×3 h 空冷	1 500	7	40

2）固溶温度对力学性能的影响　如图 13.12-194 所示。

3）时效温度对力学性能的影响　如图 13.12-195 所示。

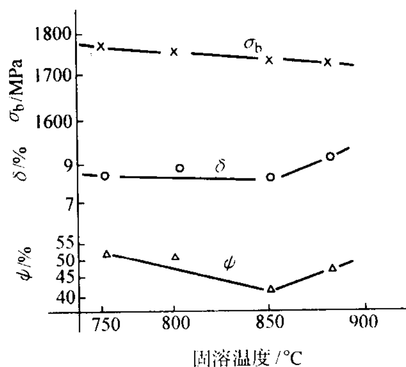


图 13.12-194　固溶温度对 00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢力学性能的影响

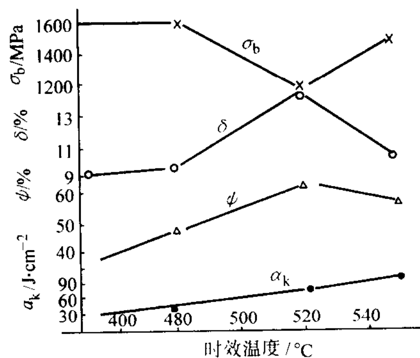


图 13.12-195　时效温度对 00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢力学性能的影响

4）不同温度时效处理后的室温冲击韧度　见表 13.12-193。

表 13.12-193　不同温度时效处理后 00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的室温冲击韧度

热处理	850℃×30 min，空冷（A）	A+450℃×3 h，空冷	A+480℃×3 h，空冷	A+510℃×3 h，空冷
a_{KU}/J·cm^{-2}	103	29	36	66

5）高温性能　见表 13.12-194。

表 13.12-194　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的高温性能

θ/℃	热处理状态	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
350	固溶：850℃×30 min，空冷	822	13.2	61.2
	时效：480℃×3 h，空冷	1 240	10.4	43.8
400	固溶	966	11.6	53.3
	时效	1 200	11.6	46.2
450	固溶	945	12.4	58.5
	时效	1 087	12.8	50.8
510	固溶	864	20.0	54.6
	时效	883	18.6	65.5
600	固溶	498	42.6	81.5
	时效	412	64.4	89.4
700	固溶	279	55.7	74.1
800	固溶	220	52.2	92.2
	时效	216	48.0	84.0
900	固溶	97	101.8	—
1 000	固溶	54	38.1	25.1
1 100	固溶	31	17.0	16.5

6）低温冲击性能　见表 13.12-195。

表 13.12-195　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢的低温冲击韧度（850℃×30 min，空冷）

试验温度/℃	-40	-60	-80	-120	-196
a_{KU}/J·cm^{-2}	97	96	69	58	28

7）钢丝的力学性能　见表 13.12-196。

表 13.12-196　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢丝的力学性能（φ3.5 mm）

热处理制度	σ_m/MPa	δ/%	ψ/%
900℃×8 min，空冷+480℃×3 h，空冷	1 700	2	48.5
900℃×8 min，空冷+510℃×3 h，空冷	1 645	1.8	50

8）弯曲性能　见表 13.12-197。

表 13.12-197　00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢丝的弯曲性能（φ 3.5 mm）

热处理制度	900℃×8 min，空冷+480℃×3 h，空冷	900℃×8 min，空冷+510℃×3 h，空冷
弯曲次数	4.5	5

9）扭转和切变性能　见表 13.12-198。

表 13.12-198 00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢丝的扭转和切变性能（ϕ3.5 mm）

热处理制度	900℃×8 min，空冷＋480℃×3 h，空冷	900℃×8 min，空冷＋510℃×3 h，空冷
切变次数	6	3

10）疲劳性能　该钢光滑试样经850℃×30 min，空冷＋480℃×3 h时效处理后，其室温拉压疲劳极限 σ_{-1}（10^7）＝750～770 MPa。

4.18.6 工艺性能和要求

1）成形性能　该钢钢锭和钢坯的加热温度为1 200℃，为了得到最好的性能，最终热变形前的加热温度应控制在1 040～1 090℃左右，且保持足够的时间，然后在810～930℃区间进行最终加工，变形率至少在30%以上。在固溶处理状态下，可进行拉丝及冷成形等工艺，拉丝时的冷作硬化情况见表13.12-199，钢的冷作硬化倾向较小。

表 13.12-199 00Cr12Ni8Cu2AlNb 钢拉丝时的冷作硬化情况

钢丝冷变形率/%	未经冷变形（850℃固溶状态）	20	40	60
HRC	31.0	33.0	35.0	37.0

深拉深及其他冷加工，由于该钢有局部延伸倾向，所以在深拉深及类似的加工时需要中间退火。对于冷拉，冷拔工艺的冷作硬化倾向小，所以一般不需要中间软化处理。固溶处理是最好的软化处理制度。

2）焊接性能　该钢可以采用电阻焊、点焊及惰性气体保护焊进行焊接，焊前不需要预热，焊后不需要热处理。焊缝金属的最佳韧性和耐蚀性可以通过时效前的固溶处理获得。小断面的焊件焊缝强度系数达100%，大断面的达到85%以上。

3）零件的热处理工艺　该钢在固溶状态下对零件进行各种加工及成形操作后，按不同的强韧性要求在480～550℃范围内选取适当温度进行时效处理，时效处理后除研磨工艺外，一般不再进行其他加工。

4）表面处理工艺　为了改进钢的耐磨性能，可以进行渗氮处理，渗氮温度为520～550℃，时间为24～28 h，渗氮层深度为0.08～0.15 mm，渗氮层硬度为850～1 030HV，但渗氮会稍降低钢的耐蚀性。

5）切削加工及磨削工艺　只要能采取合适的措施，例如正的切口、适当的冷却剂、刚性好的刀具及车床支座等，可以进行机加工和研磨，其切削特性与一般马氏体时效钢相似。

5 高强度不锈钢的选择原则、注意事项及选材举例

5.1 高强度不锈钢的选择原则

5.1.1 全面掌握装备或零部件制造工艺及其服役条件

掌握装备或零部件制造工艺及其服役条件是正确选材、合理用材的前提和基础，高强不锈钢的选材也是这样，主要包括以下内容：

承受应力情况是动负荷或是静负荷；是承受拉力、压力、扭转力、弯曲力或是复合应力。

承受温度情况是高温、室温、低温或是超低温。如果是高温要考虑钢的持久性、蠕变性，如果是低温要考虑钢的低温脆性问题，特别是断裂韧性。

承受腐蚀介质情况是弱腐蚀介质或是强腐蚀介质；是氧化性介质或是还原性介质；腐蚀介质的组成、浓度、温度、压力、流速等工况条件等。

承受摩擦、磨损情况，如果部件为轴承、齿轮、阀件等，则应考虑摩擦、磨损、润滑等工况。

在主要制造工艺上要考虑：装备或零部件制造是否需要切削加工、冲压成形、焊接；部件是否需要表面热处理；部件是否能够进行整体热处理等。

5.1.2 首先要根据使用条件，选择钢的强度级别及其相关的韧性

关于钢的强度级别选择。虽说是高强度不锈钢，但在选材时首先考虑钢的强度与韧性，然后才考虑耐腐蚀性问题。奥氏体沉淀硬化不锈钢的室温强度在所有高强度不锈钢中最低（一般1 000 MPa以下），但中温（600～750℃）强度最高。

半奥氏体沉淀硬化不锈钢的强度较高（σ_b＝1 200～1 600 MPa），韧性较好，但热处理工艺比较复杂。

马氏体沉淀硬化不锈钢的强度较高（改进型钢的 σ_b＝1 100～1 550 MPa），韧性很好，热处理比较简单，用途日益广泛。

冷作硬化奥氏体不锈钢的强度很高（σ_b＝1 350～1 900 MPa），但伸长率低，一般产品多为冷轧板带，冷轧线丝时，使用范围受限制。

马氏体时效不锈钢的强度较高且范围宽（σ_b＝1 200～1 800 MPa），强韧性配合良好，冲压、焊接等工艺性能良好。

钢的强度和韧性是一对矛盾，同一种钢强度越高，则韧性随之下降。断裂韧性一般比冲击韧性有更广泛的使用价值，尽管目前在多数情况下虽说不一定都是设计必须数据，但在重要使用条件下，例如飞机起落架、承力机匣等都对断裂韧性数值提出最低的要求并作为设计依据。

对于承受重复或交变负荷的承力结构件，高强度不锈钢的疲劳强度应该重点考虑；对长时在高温下使用的部件，高强度不锈钢的持久强度、蠕变强度应该重点考虑；对于在低温，特别是超低温使用的部件，高强度不锈钢的低温、超低温韧性应当重点考虑；对于用于弹簧的高强度不锈钢，则必须重点考虑钢的比例极限、弹性模量以及弹性衰减等问题。

5.1.3 钢的耐腐蚀性、不锈性是选择高强度不锈钢的重要依据

低合金超高强度钢、中合金超高强度钢以及高合金超高强度钢具有很高的强度（σ_b＝1 500～2 200 MPa）及良好的断裂韧度（≥70～100 MPa·$m^{1/2}$），但因为铬含量 w_{Cr} 低于钢的不锈性的下限值（10.5%～12.5%）所以不锈性、耐蚀性差，表面需进行必要的涂镀层处理。不但工艺比较复杂，而且还经常会带来氢脆等危险。这就是为什么在特定腐蚀环境条件下选择高强度不锈钢的重要依据。何况低合金高强度钢重大缺点之一就是氢脆敏感，300M钢的抗氢脆能力比其他钢号好些，可以表面镀镉而不引起氢脆。中合金超高强度钢H11虽然含有质量分数为5%Cr，比低合金超高强度钢的耐蚀性能要高，但在薄断面时仍需要采取防腐蚀措施，对某些用途要用732℃热镀铝法或镀铝法形成有效的保护层。高合金超高强度钢，例如马氏体时效钢基本不含铬，少量含铬的钢号是为了代替钢中的钴和/或镍（Ni14Cr3Mo3Ti1.5），尽管由于合金元素高，耐蚀性高于低合金超高强度钢，但耐蚀性和不锈钢、高强度不锈钢相比还是低得多，为了耐蚀，特别是为了耐磨和疲劳强度，必须进行表面处理（气体渗氮、离子氮化或离子注入等）。

钢的耐蚀性从广义上讲包括钢在大气中的不锈性，耐

酸、碱、盐类等腐蚀介质在特定浓度，特定温度下的耐腐蚀性以及抗氧化性、抗硫化、抗氯化、抗氟化、抗渗碳、抗氢化等性能。

前面已经提到高强度不锈钢首先是使用钢的强度，然后才是钢的耐蚀性。高强度不锈钢的耐蚀性大体上和马氏体不锈钢相似而比奥氏体不锈钢差，特别是和含高铬、高钼的超级奥氏体不锈钢的耐蚀性相比要低的更多。例如 0Cr17Ni4Cu4Nb、0Cr17Ni7Al、0Cr15Ni7Mo2Al 钢具有良好的不锈性，因含质量分数为 17% 铬，其耐蚀性与 0Cr18Ni9 钢相近或稍低。下面简要叙述不同钢类常用钢号的耐蚀性，作为选材时的参考。需要指出的是高强不锈钢主要适合应用在弱腐蚀介质中，例如工业大气、海洋大气等以及在较强腐蚀介质中需要超高强度的使用场合，例如在海水中。

（1）冷作硬化奥氏体不锈钢

不同冷作硬化奥氏体不锈钢钢号的耐蚀性见表 13.12-200。

表 13.12-200　冷作硬化奥氏体不锈钢的耐蚀性

钢　号	耐　蚀　性
1Cr17Mn6Ni5N	长时间承受工业大气和海洋大气的腐蚀
1Cr17Ni7	在空气中连续使用最高抗氧化温度为 900℃，间断使用最高抗氧化温度为 790℃
1Cr18Mn5N	在工业大气中使用 6 年的耐蚀性与 AISI304 相当，在海洋大气中使用 3 年耐蚀性与 AISI430 相当。在弱酸中失重与 AISI301、302 及 201 相当
15Cr17Ni6N	长时间承受工业大气和海洋大气的腐蚀

（2）马氏体不锈钢

马氏体不锈钢的耐蚀性见表 13.12-201。

表 13.12-201　马氏体不锈钢的耐蚀性

钢　号	耐　蚀　性
1Cr17Ni2	在大气、不同碱溶液以及弱酸中具有良好的耐蚀性并比其他马氏体不锈钢具有良好的抗应力腐蚀性，抗氧化性可达 815℃
1Cr11Ni2W2MoV	300℃回火钢在 3.5% NaCl 水溶液（35℃）中盐雾腐蚀率为 3 g/m²（100 天），80% $\sigma_{0.2}$ 应力下（3.5% NaCl 水溶液，35℃）恒应变断裂时间为 192 h
1Cr10Co6MoVNbBN	700℃完全抗氧化。在 3.5% NaCl 水溶液中交替腐蚀失重为 0.004 8g/cm²（48 天）
0Cr16Ni6	在 402℃以下空气及航空燃料燃烧产物中具有稳定的抗氧化性。耐均匀腐蚀性与 1Cr17Ni2 相似，耐晶间腐蚀满足 L 法要求（GB 1223—75），抗应力腐蚀性尚好
0Cr16Ni5Mo1	抗海洋大气、耐短时海水浸泡及弱酸能力尚好

（3）沉淀硬化不锈钢

沉淀硬化不锈钢的耐蚀性见表 13.12-202。

表 13.12-202　沉淀硬化不锈钢的耐蚀性

钢　号	耐　蚀　性
0Cr15Ni25Mo1Ti2V	850℃ × 300 h 氧化增重 0.097 g/m²·h。75% $\sigma_{0.2}$，42% $MgCl_2$ 溶液沸腾中，固溶态 380 h，时效态 30 h 不断

续表 13.12-203

钢　号	耐　蚀　性
3Cr18.5Ni9.5Mn3.5P	抗氧化性比 0Cr18Ni9 钢差
0Cr17Ni7Al	海水中 6 年，TH480 状态腐蚀率为 3 mm/年。300℃压水堆中，冷加工态，承受 137 MPa 应力没发现应力腐蚀
0Cr15Ni7Mo2Al	500℃ × 100 h 氧化速率为 0.000 2 g/m²·h。耐均匀腐蚀性介于 1Cr12 及 0Cr18Ni9 钢之间。400 ~ 450℃ 或 550 ~ 600℃ 时效，在 $H_2SO_4 + CuSO_4 + H_2O$（沸腾 48 h）中耐晶间腐蚀性优良
1Cr16.5Ni4.5Mo3N	优于马氏体不锈钢。在 540℃具有良好的抗氧化性。双时效或过时效对晶间腐蚀敏感
1Cr15.5Ni4.5Mo3N	好的耐大气腐蚀性，在弱酸中具有好的耐蚀性。在双时效或过时效对晶间腐蚀敏感。在 540℃具有良好的抗氧化性
0Cr17Ni7Cu4Nb	抗氧化性优于 1Cr13 钢而次于 1Cr17 钢，在海洋大气及海水中具有较好的耐蚀性
0Cr15Ni5Cu4Nb	耐均匀腐蚀性在大部分介质中可与 0Cr18Ni9 钢相比，时效温度≥550℃具有良好的抗应力腐蚀性
0Cr13Ni8Mo2Al	不锈性和 0Cr18Ni9 钢相似，在强的氧化性和还原性酸中以及在大气中其均匀腐蚀性与 0Cr18Ni9 钢相似，是 PH 钢中耐应力腐蚀性能最好的钢种

（4）时效不锈钢

时效不锈钢的耐蚀性见表 13.12-203。

表 13.12-203　时效不锈钢的耐蚀性

钢　号	耐　蚀　性
00Cr11Ni10Mo2TiAl	海水全浸均匀腐蚀率为 1.5 ~ 2.0 mm/年，有局部腐蚀、耐海洋大气腐蚀。在海水中耐应力腐蚀
00Cr12Ni8Cu2AlNb	固溶态盐雾试验点蚀面积占试样面积约 0.08%。时效态占 0.23%。耐工业大气及海洋大气腐蚀性良好
00Cr13Ni8Mo2TiAl	对大气、海洋大气、人造海水耐蚀性好。时效态点蚀面积占试样面积约 0.17%，固溶态占 0.06%。在 3% NaCl 水溶液中（45℃）击穿电位为 170 ~ 180 mV
00Cr12Co12Ni8Mo4Ti	耐大气腐蚀。420℃时效耐盐雾腐蚀性好
00Cr11Ni10Mo2Ti	耐工业大气腐蚀，通过了 ASTM13117—73 规定的盐雾腐蚀试验
00Cr26Ni6Mo4CuTi	在人造海水中时效态的击穿电位为 968 mV。在 35℃海水中失重 0.014 g/m²·h，而在 50℃为 0.04 g/m²·h。在海水中 3 年后失重为 0.10 ~ 0.17 g
00Cr26Ni9Mo3Ti1	化学浸泡加速腐蚀试验（GB 4334.7—84），耐蚀性优于 AISI316 钢。电位均优于 AISI316 钢

5.1.4　钢的工艺制造性能（冲压成形性、焊接性和切削加工性等）对高强度不锈钢的选择至关重要

零部件的主要工艺制造性能对高强度不锈钢的选择至关重要，必须认真加以考虑。

(1) 冲压成形性

1) 冷作硬化奥氏体不锈钢 冷作硬化奥氏体不锈钢一般以全硬状态(冷轧 + 427℃/8 h)或特硬状态(冷轧 + 400℃/≤8 h)交货,所以冷变形操作受很大限制,但仍可承受轻度的成形工艺,例如弯曲半径大的工艺处理成半硬及3/4硬状态的钢料曾用拉伸法制成导弹头部。

2) 马氏体不锈钢 马氏体不锈钢一般说退火状态(或高温回火状态)具有满意的深冲成形性,但在热处理状态(调质状态)成形困难。首先在退火状态成形然后进行热处理,由于淬火温度高(一般1 100℃以上),易造成脱碳与变形,强度稍高时(≥36HRC)易于发生应力腐蚀。

3) 沉淀硬化不锈钢 奥氏体沉淀硬化不锈钢的基本组织奥氏体十分稳定,在固溶态屈服强度很低,伸长率很高($\delta \geq 45\%$),因此成形性十分良好。

半奥氏体沉淀硬化不锈钢一般均在固溶状态成形。0Cr17Ni7Al钢及0Cr15Ni7Mo2Al钢在成形时由于冷变形不均匀会使进行750℃奥氏体调整处理时产生不均匀性。因此,如果变形不均匀性很大,最好在750℃处理以前先进行1 050℃固溶处理使之均匀与消除应力。成形后在750℃或955℃处理会引起变形。当材料仍处在奥氏体时可用再模压的方法使变形消除、调整处理后的材料可在室温消除变形。负温处理后的材料在750~93℃间可以消除变形,因马氏体转变点始于93℃。

0Cr16.5Ni4.5Mo3N钢及0Cr15.5Ni4.5Mo3N钢能迅速加工硬化,故承受大变形量时需中间固溶。0Cr16.5Ni4.5Mo3N钢在1 050℃固溶形成奥氏体以恢复其成形性。更高的固溶温度会使δ-铁素体增加,晶粒粗化,此二者对硬化后材料的性能均不利。

马氏体沉淀硬化不锈钢固溶组织为低碳马氏体,即使在过时效状态延展性仍不足以满足深变形的需要,0Cr13Ni8Mo2Al钢固溶组织为低碳马氏体,在固溶及过时效状态有较高的伸长率,有一定的冷变形能力。

4) 马氏体时效不锈钢 马氏体时效不锈钢在固溶态为超低碳马氏体组织。钢的冷作硬化倾向不大,所以一般不需要中间软化处理,固溶处理是最好的软化处理制度。

由于该钢类具有局部延伸倾向,所以在深拉及类似的加工时需要中间退火处理。

有关细节可以参阅3.2.4节。

(2) 焊接性

1) 冷作硬化奥氏体不锈钢 该钢易于焊接,可用焊接不锈钢的任何一种焊接方法进行焊接,但焊热使焊缝附近母体金属失去强化效应(相变与应变的硬化均失掉),使该区域强度下降。补救措施见3.4.1节。

2) 马氏体不锈钢 该钢可在不同状态下进行电弧焊接。焊接性能不够理想,易产生裂纹,详见3.4.2节。

3) 沉淀硬化不锈钢 沉淀硬化不锈钢焊接性能较好,可用焊接不锈钢的所有焊接方法进行焊接,可以在固溶、时效或过时效状态下进行焊接。详见3.4.3节。

4) 马氏体时效不锈钢 由于该钢碳含量很低焊接性能好,可用焊接不锈钢所有焊接方法在所有状态进行焊接,详见3.4.4节。

(3) 切削加工性 高强度不锈钢一般在固溶态进行切削加工,此时尽管强度不高,但是韧性很好,给切削带来一定困难。切削加工的关键在于选择合适的刀具,在特定刀具条件下选择合适的切削速度和进给量。使用刀具的形状和润滑剂也至关重要,详见3.3节。

5.1.5 钢的物理性能对某些用途的选材也关系重大,必须认真考虑

1)高强度无磁不锈钢 必须选择奥氏体沉淀硬化不锈钢。不但要求钢具有稳定的奥氏体组织,而且沉淀硬化相也尽可能都是无磁相,这样效果会更好。

2)软磁高强度不锈钢 马氏体时效不锈钢具有优异的软磁性能,在工业上已获得广泛的应用。

3)热导率高的高强度不锈钢 主要是马氏体不锈钢,马氏体时效不锈钢、马氏体沉淀硬化不锈钢,而奥氏体沉淀硬化不锈钢的热导率较低。

4)减震性能较好的高强度不锈钢 主要是马氏体类型高强度不锈钢,因其阻尼特性一般比奥氏体沉淀硬化不锈钢要好。

5.1.6 订货的难易程度与价格因素

如果标准中所列高强度不锈钢能满足要求,就不要选择非标准高强度不锈钢,因为订货有公认的技术标准。如果选择非标准高强度不锈钢钢号,应选用生产批量较多的钢号,因为生产中的技术关键和关键技术厂家都已掌握。材料质量好、性能稳定、成材率比较高,相应价格也比较低。

如果性能基本满足要求,尽量选用低镍、低钼的钢号,更不要选择价格昂贵的高钴钢号。特定钢号的热处理制度选择的基本原则,是充分挖掘钢号本身的最大潜力,这是节约钢材的根本途径。

5.2 高强度不锈钢选择的注意事项

5.2.1 要综合考虑高强度不锈钢的强韧性

每个高强度不锈钢钢号采用不同热处理制度后,则钢的强度有较大的波动范围,韧性和塑性也是这样。一般来说把确定最低韧性和塑性情况下的强度是零部件设计的重要依据。

在腐蚀条件下钢的强韧性数据往往下降,特别是腐蚀疲劳强度比疲劳强度要低得多。

5.2.2 高强度不锈钢的不锈性和耐蚀性的标准是人类长时间生产实验的总结,要根据实际情况选定

目前耐蚀性类别可分完全腐蚀(1级)、很腐蚀(2~3级)、耐蚀(4~5级)、尚耐蚀(6~7级)、欠耐蚀(8~9级)、不耐蚀(10级)6类和10级。选择哪一级作为特定部件的耐蚀性通常依部件的特点(厚、薄、大、小)、寿命长短,所生产产品的性能,失效带来的后果等因素决定。对于要求在使用全程中必须保持光洁镜面或尺寸精确的部件,可选1~3级标准;对要求两部件紧密配合,长时间不滴不漏或使用年限要求很长的部件可选用2~5级;对要求不高,检修方便或寿命要求不长的部件,要选用4~7级。一般来说不锈钢腐蚀率均应小于1 mm/年(6~7级)。

选择高强度不锈钢耐蚀性既要考虑耐均匀腐蚀性能,更要考虑其耐局部腐蚀性能,特别是耐应力腐蚀开裂性、腐蚀疲劳性等,对特定条件(例如高浓度氯离子环境)更应优先考虑。

5.2.3 失效分析为选择高强度不锈钢提供重要的信息

齿轮的主要损坏形式是轮齿折断(疲劳、过载)和齿面破坏(点蚀、胶合、磨损),这和正确的选择材料和合适的热处理制度以及使用、维护有很大的关系。因此要选用高强高韧的不锈钢、表面要进行强化耐磨处理、要降低表面粗糙度和接触精度等。

紧固件的破坏形式有受拉螺旋在静载下的塑性变形和断裂;变载下的疲劳断裂;受剪螺栓被剪断、压溃以及高强度钢的延迟断裂;高强度不锈钢的应力腐蚀断裂等,对于高强度不锈钢螺栓要求有高的强度与韧性相配合,要求有高腐蚀疲劳强度以及高的抗应力腐蚀断裂性。当然,同样是紧固件,在航空、航天、航海及核能部门,因使用条件的千变万化,破坏形式也是多种多样,因而选材也有很大差别。但是对失效零部件进行失效分析,找出在特定服役条件下零部件失效的原因,提出防止零部件失效的技术措施,例如选择合适的钢号,合适的制造加工及热处理工艺、制定零部件合适的维护规程,对正确

选材、合理用材、延长零部件使用寿命具有重大意义。

5.3 高强度不锈钢的具体用途

正确选材、合理用材的经验来源于实践，因此全面了解每个钢号的现有用途对于正确选材意义重大，有关高强度不锈钢的具体用途见表13.12-204。

表13.12-204 高强度不锈钢的用途

序号	钢号	用途举例
1	0Cr17Ni4Cu4Nb	F15战机起落架(σ_b = 1 040 ~ 1 170 MPa) F111战机铸件。400℃以下承力耐蚀结构件。飞机紧固件(螺栓、销等)、配件、蒙皮、发动机零件(叶片)和阀门部件齿轮、弹簧、刃具等
2	0Cr15Ni5Cu4Nb	B767飞机起落架(1 170 ~ 1 310 MPa)，用于飞机高压系统的泵、阀和其他航空结构件，例如齿轮、凸轮、轴类、刃具等。代替0Cr17Ni4Cu4Nb钢用于XB-70飞机的主要负荷轴承以及大锻件。CA5和C17运输机中作为发动机装备零件和货舱材料。飞机紧固件、核反应堆部件等
3	0Cr13Ni8Mo2Al	高强高韧薄板用于压力容器、航空器结构件、飞机蜂窝结构；飞机部件，例如扣闩、轴、紧固件、飞机着陆齿轮部件；飞机阀件、冷顶锻及机加工承力机匣、发动机零件；用作C5A和C17运输机的发动机装备零件和货舱材料；飞机销、闭锁垫圈、轴尖；飞机用大锻件(横向性能好)；反应堆构件；化工中要求抗应力腐蚀部件
4	0Cr17Ni7Al	400℃以下的中温承力结构件；飞机中350℃下长期工作的高强不锈钢结构件、容器、管道等；飞机机身结构承力元件、内部框架、大梁以及高温工作的零件，但不宜于超过315℃，否则开始脆化(美国)；飞机结构件、带状和丝状弹簧及其他拉弯或变形零件；弹簧、刀具、压力容器、飞机、导弹及透平机部件；航空结构薄壁件、各种容器、导管、弹簧、阀膜；波音747起落架前平衡器管；F86战机的肋架和珩架；F100、F102、F105战机以及B52、B58轰炸机重要承力耐蚀结构件；火箭、超音速飞机结构件、蒙皮蜂窝结构；鲍马克A型导弹的氦气瓶、燃料箱、液氧箱等
5	0Cr15Ni7Mo2Al	400℃以下的高温耐蚀承力结构件及容器，也用于制造弹性元件。例如飞机发动机的部件、弹簧、阀、齿轮及燃气透平部件。高速飞机蒙皮、蜂窝夹心和面板、翼片，例如B70轰炸机的蒙皮及蜂窝材料(0.15 ~ 2.54 mm板带)
6	0Cr14Ni8Mo2Al	压力容器、宇航部件、飞机蒙皮、蜂窝结构、珩架结构、翼片和热屏蔽。与0Cr15Ni7Mo2Al钢相比较，本钢在同样强度级别下有较高的韧性。也可以用于制造弹簧、模具、钟表和仪器的零部件以及紧固件等
7	1Cr16.5Ni4.5Mo3N (AM350)	用于427℃及其以下温度的耐蚀承力结构件，室温使用强度级别为1 380 ~ 1 515 MPa。燃气透平压缩机叶片、盘、转子以及在室温和中温要求高强度的轴类及类似部件。飞机机身结构用的承力耐蚀结构件，例如内部框架、大梁以及中温工作的零件，与0Cr17Ni7Al钢相比在高于315℃下无脆化开裂倾向。高速飞行器的结构件(包括飞机的舱壁)、喷气压缩机部件，例如叶片、叶轮、垫片(圈)及密封垫、弹簧等。在某些发动机上用AM350及AM355代替马氏体不锈钢
8	1Cr15.5Ni4.5Mo3N (AM355)	主要用于在低于427℃具有高强度、高不起皮性、要求焊接的部件。高速飞机结构件、喷气发动机零部件以及大锻面锻件、冷拉丝和弹簧。压力容器、喷气压缩机部件，例如叶片、叶轮、垫片(圈)及密封件
9	0Cr16Ni6	大气下短时工作达550℃，长时达500℃，对氢脆不敏感、缺口敏感性低、具有良好抗应力腐蚀性。制造飞机、发动机主要承力结构件和其他飞行器零部件
10	05Cr15Ni6Mo0.8Cu1.5Nb (Custom450)	食品加工设备、轮船涡轮发动机叶片、扣闩、泵轴、活塞杆、锚、滚珠轴承、管道和齿轮。喷气发动机部件
11	00Cr11.75Ni8.5Cu2.25Ti1.2Nb (Custom455)	航空部件、弹簧、保持环、扣闩、阀门部件、锻件、压力容器、冷冻剂生产设备
12	00Cr10Ni10Mo2AlTi (In736)	有较高的抗海水应力腐蚀裂纹的能力，对氢脆不敏感，可用于压力容器、扣闩、螺钉、螺母、高强度棒、中空锻棒
13	00Cr14.5Ni6.5Ti0.8 (Almer362)	飞机零部、舰艇和泵部件、弹簧、阀门、压力容器、水力或风力设备
14	15Cr14.5Co13Mo4V0.5 (AFC77)	在482 ~ 648℃具有特别优越的强度，用于模铸模具、玻璃铸模、滚珠丝杠
15	08Cr15Ni6Mo3 (BHC-5)	550℃以下长时工作受力结构件、在大气和燃气中短时工作的零件、燃料箱、密封容器、螺栓

编写：梁剑雄(钢铁研究总院)
宋为顺(钢铁研究总院)

第13章 低 温 钢

低温钢系在低于－10℃的低温下使用并具有足够缺口韧性的钢的总称。通常，在－10～－196℃的低温下使用的钢叫低温钢，在－196℃以下的低温下使用的钢叫超低温用钢。

低温钢的发展已有近百年的历史了，它的出现是对能源和现代工业的一大贡献。1932年美国发明了在－46℃低温下使用的质量分数为2.5%Ni钢。20世纪30年代又发展了在－101℃低温下使用的3.5%Ni钢，并纳入了ASTM标准。此后德国、法国、比利时和日本等国家也将质量分数为3.5%Ni钢分别纳入各自的标准中。1944年美国国际镍公司研制出可使用到－196℃的质量分数为9%Ni钢。经过长时间的研制和应用，逐渐形成了质量分数为2.5%Ni、3.5%Ni、5%Ni、9%Ni等完整的镍钢系列。低温钢的出现，有力地推动了低温领域科学和技术的进步。

1 合金化及合金元素的作用

根据金属学的基本原理可知，在－10～－196℃的低温下使用的钢均为铁素体类型的低温钢，在低于－196℃的低温下使用的钢为奥氏体类型的超低温用钢。低温钢最重要的技术要求是应具有良好的低温缺口韧性。影响低温钢的低温韧性的主要因素是钢的晶体结构类型。铁素体类型的低温钢均为体心立方（b.c.c.）结构，奥氏体类型的超低温用钢均为面心立方（f.c.c.）结构。随着温度的降低，具有不同晶体结构材料的临界分切应力变化不同，体心立方（b.c.c.）材料的临界分切应力迅速增加，而面心立方（f.c.c.）材料的临界分切应力却变化不大；随着温度的降低，体心立方（b.c.c.）晶格材料的强度迅速提高，显示出明显的脆性，而面心立方（f.c.c.）晶格材料的抗拉强度大幅度提高，但屈服强度却几乎不变，在低温下仍能显示出较好的塑性；随着温度的降低，体心立方（b.c.c.）晶格材料的破坏形式发生明显变化，在室温下通常为剪切破坏，但在低温下，断裂方式迅速由剪切断裂转变为解理断裂，而面心立方（f.c.c.）晶格材料的塑性下降缓慢，材料屈服以后仍保持延性，直至产生颈缩后才开始断裂，即使在液氮温度下，破坏形式也是剪切断裂。在低温下，体心立方晶格材料和面心立方晶格材料性能的差异，主要是材料中杂质原子的不同作用造成的。在体心立方金属中，杂质原子使点阵产生非球形畸变，所有位错都被杂质钉扎。要使位错脱钉必须加大外力，导致塑性和韧性降低；在面心立方金属中，杂质原子使点阵产生球形对称畸变，只能钉扎刃型位错，但螺型位错是自由的，在较低的应力下螺型位错仍能运动，可获得较高的塑性和韧性。

体心立方晶格的铁素体钢，在低温下强度性能迅速提高，塑性和韧性急剧下降，材料将由韧性状态转变为脆性状态，导致各种低温装置易产生低温脆断事故，造成灾难性的后果，因此必须采用合金化方法提高铁素体钢的低温韧性。

在各种合金元素中，镍是低温钢最基本最重要的合金元素。镍是非碳化物形成元素，它与碳不形成碳化物，但镍与铁能形成α或γ固溶体，随着镍含量的增加，冷却时A_3点降低，奥氏体的稳定性增大，当镍含量足够高时，甚至在－196℃的液氮温度下也不发生γ→α转变，从而得到单相奥氏体组织，因此镍是形成和稳定奥氏体的元素。加入钢中的镍与基体形成α固溶体，能显著提高铁素体的韧性，从而提高铁素体低温钢的低温韧性。随着钢中镍含量的增加，低温韧性提高，韧－脆转变温度降低，如图13.13-1所示，当镍质量分数为2%时，温度降低到－73℃仍能保持良好的韧性；当镍质量分数为3.5%～5%时，温度降低到－73～－129℃仍能保持良好的韧性；当镍含量进一步增加时，随温度的降低钢韧性的下降极为缓慢；当镍质量分数为13%时，在整个试验温度范围内，钢的韧性几乎不变，没有韧－脆转变，因此镍又是提高钢的低温韧性、降低韧－脆转变温度最有效的合金元素。低温钢中添加镍量的多少取决于使用温度和对低温韧性的要求，镍含量过高，不但不经济，而且也会损害钢的焊接性等工艺性能。

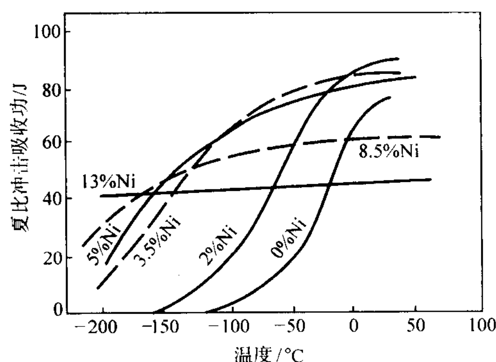


图13.13-1 镍含量（质量分数）对低碳钢低温韧性的影响

碳是钢中最廉价的主要强化元素，它能显著提高低温钢的强度，但同时也能大幅度降低钢的塑性和韧性，如图13.13-2所示，当碳质量分数为0.11%时，钢的V形缺口夏比冲击功很高，可达250 J以上，同时韧－脆转变温度也很低（约为－80℃），具有良好的低温韧性；随碳含量的提高，钢的冲击吸收功迅速降低，碳质量分数增加到0.60%时，冲击吸收功降至50 J以下，同时韧－脆转变温度急剧提高，绝大部分可上升至室温以上。因此钢中的碳对钢的韧性，特别是对低温钢的韧性是很有害的，在保证低温钢强度的前提下，为提高低温钢的韧性并降低韧－脆转变温度，应尽量降低钢中的碳含量。从钢的焊接性上看，碳也是对钢的焊接冷裂纹敏感性影响最大的元素，随着碳含量的增加，焊缝热裂纹敏感性也大大提高，碳含量越高，钢的焊接性就越差。因此，低温钢通常都是低碳或超低碳钢。

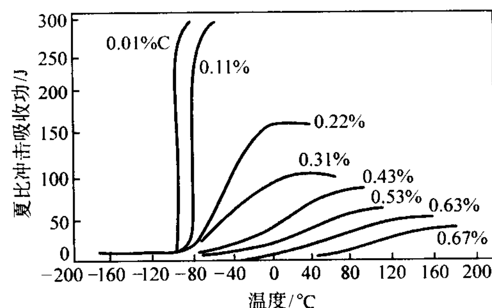


图13.13-2 碳含量（质量分数）对普通碳钢冲击吸收功的影响

锰在低温钢中也是有益的合金元素，它不仅能产生固溶强化，提高钢的强度，而且也能细化钢的晶粒。锰与硫结合能降低硫的有害作用。锰在低碳钢中能阻止晶粒边界渗碳体的形成，细化珠光体组织，降低钢的韧－脆转变温度，如图13.13-3所示。

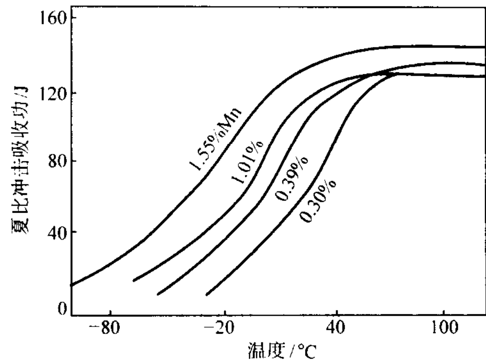


图13.13-3 锰含量（质量分数）对质量分数为0.3%C钢V形缺口吸收冲击功的影响

通过降低碳含量，提高低温钢的Mn/C比，可显著降低钢的韧－脆转变温度，如图13.13-4所示。用适量的锰代替钢中部分的镍，还可降低成本，提高经济性。

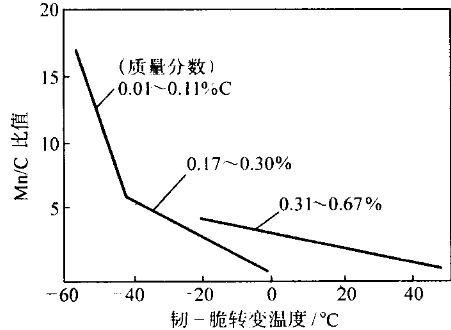


图13.13-4 Mn/C比对钢的韧－脆转变温度的影响

此外，在低温钢中，硅和铝是炼钢时为脱氧而加入的，在相同的抗拉强度时，硅和铝脱氧的镇静钢比半镇静钢有较低的韧－脆转变温度。硅在钢中能产生固溶强化，提高钢的强度，当硅含量（质量分数）超过0.3%时，会引起韧－脆转变温度升高。加入钢中的铝除脱氧外，它还能与钢中的氮结合，减少氮在基体中的有害作用，提高钢的韧性和时效应变抗力，所形成的氮化铝能阻碍铁素体晶粒的长大，使晶粒细化，进一步降低钢的韧－脆转变温度。

2 分类

低温钢大致可分为4类：低碳铝镇静钢、低温高强度钢、镍钢和奥氏体不锈钢。

2.1 低碳铝镇静钢

这类钢是以碳－锰为主要元素的低温钢。从化学成分上看，为提高这类钢的低温韧性，必须尽量降低钢中的碳含量，提高Mn/C比，降低钢中的S、P等有害元素，加入适量的铝以固定钢中的氮，细化晶粒，提高钢的低温韧性，改善时效性能。我国的低温压力容器用低合金钢钢板基本属于此类，并列入GB3531标准中，其化学成分、力学性能和冲击吸收功，分别示于表13.13-1、表13.13-2和表13.13-3。屈服强度约为255～310 MPa，低温下的冲击吸收功≥27 J，主要钢号有16MnDR等。美国的ASTMA202、日本的SLA235也属于此类钢。

2.2 低温高强度钢

这类钢以碳－锰为基，加入少量的镍铬提高钢的低温韧性，加入少量的钼铌提高钢的强度，在满足强度要求的前提下，尽量降低钢中的碳含量，以提高钢的韧性，改善焊接性，通过调质热处理获得良好的综合性能。它不但具有高强度，而且具有较好的低温韧性，因此它是一种强韧性兼备的材料，主要用于煤加压气化和制造各种大型乙烯工程用的球罐，广泛用于制造具有较大压力的低温压力容器。低温高强度钢是低温设备中的球罐专用钢材。我国在1985～1990年间研制的DG50钢就是这类钢材的典型代表，其化学成分和力学性能见表13.13-4、表13.13-5。日本的N－TUF50和RIVERACE60L也属此类钢。

表13.13-1 化学成分（质量分数） %

牌号	C	Si	Mn	Ni	V	Nb	Als	P	S
								≤	
16MnDR	≤0.20	0.15～0.50	1.20～1.60	—	—	—	≥0.015	0.025	0.015
15MnNiDR	≤0.18	0.15～0.50	1.20～1.60	0.20～0.60	≤0.06	—	≥0.015	0.025	0.015
09MnNiDR	≤0.12	0.15～0.50	1.20～1.60	0.30～0.80	—	≤0.04	≥0.015	0.020	0.015

表13.13-2 力学性能

牌号	钢板厚度/mm	抗拉强度σ_b/MPa	屈服点σ_S/MPa	伸长率δ_5/%	冷弯试验 $b=2a$ 180°
			≥		
16MnDR	6～16	490～620	315	21	$d=2a$
	>16～36	470～600	295		$d=3a$
	>36～60	450～580	275		
	>60～100	450～580	255		
15MnNiDR	6～16	490～630	325	20	$d=3a$
	>16～36	470～610	305		
	>36～60	460～600	290		
09MnNiDR	6～16	440～570	300	23	$d=2a$
	>16～36	430～560	280		
	>36～60	430～560	260		

表13.13-3 冲击试验

牌号	钢板厚度	最低试验温度/℃	试样方向	冲击吸收功A_{KV}/J ≥
16MnDR	6～36	-40	横向	27
	>36～100	-30		
15MnNiDR	6～60	-45		27
09Mn2VDR	6～36	-50		
09MnNiDR	6～60	-70		

表 13.13-4　DG50 钢的化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.09 ~ 0.15	0.15 ~ 0.35	1.00 ~ 1.40	< 0.030	< 0.030	≤0.60	≤0.30	≤0.30	≤0.06

表 13.13-5　DG50 钢的力学性能

σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	$A_{KV-46℃}$/J（DG50 钢为纵向）	冷弯（$d=3t$）
≥490	610 ~ 755	≥17	≥47	180°

2.3　镍系低温钢

这类钢是以镍为主要合金元素的低温用钢。镍是提高钢的低温韧性最有效的元素，随着钢中镍含量的增加，钢的低温韧性提高，韧－脆转变温度降低（见图 13.13-1），最低使用温度降低，它主要用于制造 -40 ~ -196℃下使用的低温设备。根据使用温度的不同确定了不同的镍含量，形成了质量分数为 2.5%Ni、3.5%Ni、5%Ni、9%Ni 等不同镍含量的镍系低温钢，其化学成分和力学性能见表 13.13-6 和表 13.13-7。正火的质量分数为 2.5%Ni 钢可用到 -60℃，正火或正火 + 回火处理的 3.5%Ni 钢可用到 -88℃，调质处理的质量分数为 3.5%Ni 钢可用到 -101℃，调质处理的质量分数为 5%Ni 钢可用到 -162℃，质量分数为 9%Ni 钢可用到 -196℃。为提高质量分数为 5%Ni 钢的低温韧性，在 ASTM A645 中明确规定可采用特殊热处理方法，即采用二次淬火 + 回火处理，第一次淬火与通常的淬火温度相同，在 855 ~ 915℃的温度范围内，保温时间为 2.35 min/mm，水淬；第二次淬火温度处在 $\alpha+\gamma$ 两相区内，在 690 ~ 760℃温度范围内，保温时间为 2.35 min/mm，水淬；回火温度与通常的回火相同。通过这种特殊热处理可显著提高质量分数为 5%Ni 钢的低温韧性，达到或接近质量分数为 9%Ni 钢低温韧性的水平。这主要是由于通过二次淬火，不但细化了钢的晶粒，而且在原始奥氏体晶粒边界和马氏体板条束的边界都析出了大量的逆转变奥氏体，在形变时逆转变奥氏体是形变载荷的吸收体，可阻止形变裂纹的萌生和扩展，大幅度提高了钢的低温韧性。晶界上的逆转变奥氏体的出现，也净化了钢的晶界，有利于低温韧性的提高。与质量分数为 5%Ni 钢相似，质量分数为 9%Ni 钢也适宜采用特殊热处理方法提高钢的低温韧性。质量分数为 9%Ni 钢的第一次正火（或淬火）温度为 900℃，2.35 min/mm，空冷或水冷；第二次正火（或淬火）温度为 790℃，2.35 min/mm，空冷或水冷；回火温度为 565 ~ 605℃，2.35 min/mm，空冷或水冷。经特殊热处理的质量分数为 9%Ni 钢的低温韧性可进一步提高。

表 13.13-6　镍系低温钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Al_t
2.5Ni	≤0.17	0.15 ~ 0.30	≤0.70	≤0.025	≤0.025	2.10 ~ 2.50		
3.5Ni	≤0.17	0.15 ~ 0.30	≤0.70	≤0.025	≤0.025	3.25 ~ 3.75		
5Ni	≤0.13	0.20 ~ 0.35	0.3/0.6	≤0.025	≤0.025	4.75 ~ 5.25	0.20 ~ 0.35	0.02 ~ 0.12
9Ni	≤0.13	0.15 ~ 0.30	≤0.90	≤0.025	≤0.025	8.50 ~ 9.50		

表 13.13-7　镍系低温钢的力学性能

钢号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	夏比冲击试验	
				试验温度/℃	A_{KV}/J
2.5Ni	≥255	450 ~ 585	≥23	-70	≥27
3.5Ni	≥255	450 ~ 585	≥23	-101	≥27
5Ni	≥450	655 ~ 795	≥20	-170	≥27
9Ni	≥515	690 ~ 825	≥20	-196	≥27

2.4　奥氏体不锈钢

这类钢主要有两大系列，即铬镍不锈钢和铬锰镍氮不锈钢，它们都具有稳定的奥氏体单相组织、面心立方晶格结构和没有韧－脆转变现象。奥氏体不锈钢的基本合金元素是铁、铬和镍，通过铬和镍的合理配合，再适当加入其它合金元素，使钢在室温或低温下仍维持奥氏体组织，使钢获得良好的低温韧性，在 -196℃的低温下韧性几乎没有损失，例如 304L、304LN 和 316L 等，所以奥氏体不锈钢主要是在超低温（-196℃）以下使用，用于液化天然气（LNG）的贮藏、运输，制造液氧和液氮等的低温设备等方面，获得了广泛的应用。由于奥氏体不锈钢具有良好的抗氢脆能力、无磁等特点，所以它在超导磁体柜架、超导电机转子构件、液氢容器等方面也获得大量应用（详见不锈钢）。

3　性能

低温钢的主要性能有强度、韧性和焊接性。除低温高强度钢要求屈服强度必须大于 490 MPa 外，-101℃以上使用的低温钢的屈服强度均比较低，低温钢最重要的性能是低温韧性。为提高低温钢的韧性，首先要降低韧－脆转变温度，其次要提高冲击上平台能。为保证低温设备的正常安全运转，其具体使用温度必须高于钢的韧－脆转变温度。根据金属学的基本原理可知，具有面心立方晶格的金属，在低温下不显示脆性，具有体心立方晶格的金属，随着温度的降低都将产生脆化现象，由韧性状态转变成脆性状态。一般的铁素体型的低温钢均为体心立方晶格结构，在低温下都将发生由韧性到脆性的转变，因此要求低温钢的使用温度必须高于韧－脆转变温度。不同牌号的钢，其转变温度也不同，所以求出每种低温钢各自的转变温度是必不可少的。在实践中，确定钢的转变温度的主要方法有：1）冲击吸收功的最高值和最低值的算术平均值所对应的温度；2）冲击试样上 50% 结晶状断口所对应的温度；3）冲击试样横向收缩率为 2.0% 时所对应的温度；4）韧－脆转变曲线与温度轴成最大角度时所对应的温度；5）13.56 J、20.34 J、40.67 J（10、15、30 ft·lbf）冲击吸收功所对应的温度等。考虑“尺寸效应”，为测定大尺寸板材和实际结构的脆性转变温度，还采用：1）落锤试验，测定无塑性转变温度 *NDT*；2）动态撕裂试验，它能反映从塑性到脆性破坏的全过程，曲线的下平台附近是 *NDT* 温度，在 *NDT* 以下为脆性破坏，上平台温度是塑性破坏温度 *FTP*，中间是弹性破坏转变温度 *FTE*，$FTE = NDT +$ 33℃，$FTP = NDT +$（65 ~ 75℃）。

低温钢的缺口韧性是低温钢最重要的性能，如何大幅度提高低温钢的低温韧性，是材料科学和物理冶金的重要研究课题。对低温铝镇静钢，要尽量降低钢中的碳含量，适当提高锰含量，降低钢中的硫、磷等有害元素，提高钢的韧性；对低温韧性要求较高的低温钢，必须添加足够的镍，以提高基体即铁素体的韧性。通过细化晶粒提高低温钢的韧性也是很有效的方法，所有的低温钢都要添加适量的铝，通过生成氮化铝阻止晶粒长大，细化钢的晶粒，同时采用控制轧制和控制冷却方法，严格控制终轧温度并采用较大的轧制变形，

可最大限度地细化晶粒；热处理也是提高低温钢缺口韧性和综合性能的有效方法，普通的低温钢常采用正火、正火 + 回火、调质等方法，但对合金元素，特别是镍质量分数较高的5%镍、9%镍钢则要采用特殊热处理方法来提高钢的韧性，即采用二次淬火 + 回火处理方法（QQ′T）。第一次淬火与通常的淬火相同，第二次淬火是从 A_{c3}点以下的（α + γ）两相区淬火，得到合金元素富集的 α′ 相，组织被进一步细化，通过回火并在回火过程中生成逆转变奥氏体，它不但能吸收冲击载荷，而且还能吸收碳、氮、磷等有害元素，净化晶界，净化铁素体，显著提高钢的低温韧性，大幅度降低韧 - 脆转变温度。一般认为，当钢中的镍质量分数超过 3%时，采用这种特殊热处理方法，在钢中都能生成较多的逆转变奥氏体，镍含量越高，钢中生成的逆转变奥氏体数量也越多，提高低温韧性的效果也越显著；在工业生产中，通过采用超纯冶炼工艺，例如钢包精炼、真空处理等，极力降低钢中的硫、磷等杂质元素和氮、氧等有害气体含量，净化钢质提高钢的洁净度，是提高低温钢低温韧性的重要手段。

实际上，上述各种提高韧性的方法，不是单独采用，往往是有机地结合在一起，多种方法同时使用，才能充分发挥综合效果。

4　应用

低温钢广泛用于能源工业和石化工业中的成套低温设备。在城市煤加压气化工程、液化石油气（LPG）、液化天然气（LNG）的生产、贮藏、运输所需的低温容器，各种乙烯装置中的脱甲烷塔等低温设备，液氢、液氦、超导磁体等超低温领域，低温钢都获得广泛的应用。图 13.13-5 给出了各种液化气的沸点、钢材类型、应用与最低使用温度的关系。图 13.13-5 表明，液化丙烷（ - 45℃）介质的低温设备应采用正火的铝镇静钢，液化丙烯（ - 47.7℃）介质应采用正火的质量分数为 2.5% Ni 钢，液化乙烷（ - 88.6℃）介质应采用调质的质量分数为 3.5% Ni 钢或 5% Ni 钢，从液化天然气（ - 162℃）到液态氮（ - 196℃）均应使用质量分数为 9%Ni 钢，液化氢（ - 252.8℃）介质应采用超低温奥氏体不锈钢。

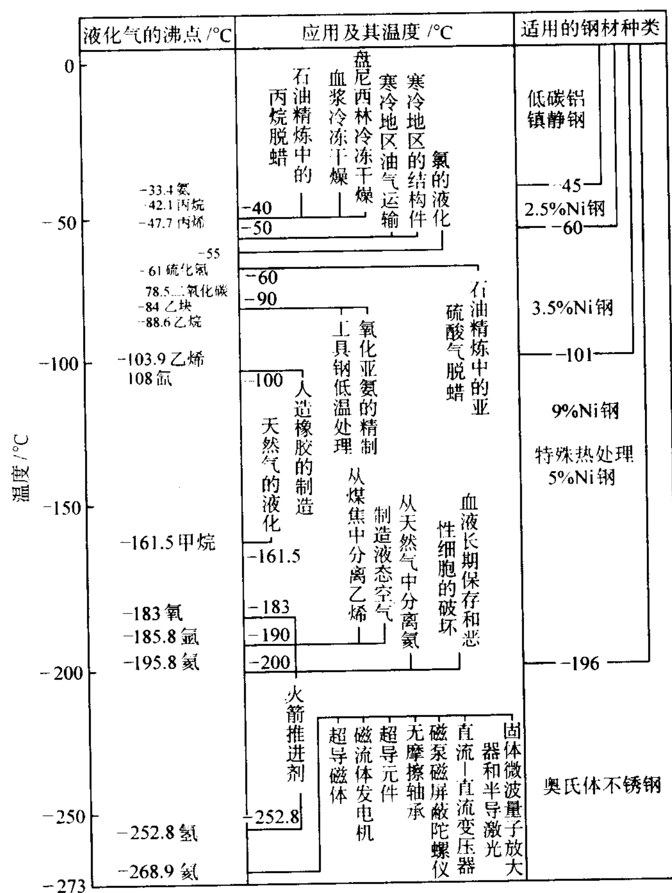


图 13.13-5　各种液化气的沸点、低温钢的最低使用温度及其应用

5　展望

低温钢历史悠久，钢种系列完整，应用范围不断扩大，基本满足使用要求。但是随着能源工业和低温技术的高速发展，对低温钢的要求也越来越高。为防止低温设备的脆性破坏，提高安全可靠性，低温钢正向高韧性、高洁净度和超细晶粒等方向发展。从化学冶金和物理冶金上看，应深入研究超纯冶炼技术，最大限度降低钢中的硫、磷等杂质元素和氮、氢、氧等有害气体，生产出超洁净钢，以及研制开发超低碳、微合金化并与控制轧制、控制冷却等先进工艺结合在一起，开发超细晶粒、高韧性、综合性能优异、节约合金元素的新一代低温钢，是低温钢的主要发展方向。

编写：张永权（钢铁研究总院）

第14章　无　磁　钢

无磁钢指的是在磁场中不产生磁感应的钢，其组织为奥氏体，磁导率 μ 在 1.29×10^{-6} H/m 以下。无磁钢的用途非常广泛，在自动控制系统、精密仪表、电讯和电机中，以及许多军事领域中都需要采用无磁钢。科学技术的发展，对无磁钢提出许多新的要求，例如要求高强度、高硬度和高耐磨性能以及良好的抗各种介质腐蚀的能力。为适应各种用途的需求，世界各国对无磁钢都进行了广泛的研究，发展了各种类型的无磁钢，并纷纷将无磁钢纳入标准。

无磁钢的种类较多，奥氏体不锈钢和耐热钢以及高锰系奥氏体钢均属无磁钢。但由于合金元素的不同以及变形程度的不同，钢中磁性会随着钢中某种组织的产生而变化。具有面心立方结构的奥氏体组织是属于无磁性的，但是其磁导率随钢中的成分、组织状态和温度的不同而变化。当钢中奥氏体（γ-相）向ε-相转变时，ε-相是密排六方无磁性的（称ε-马氏体），对钢的磁导率影响较小，而形成α′-相体心正方马氏体时，对磁导率的影响甚明显，磁性增加。奥氏体稳定性比较差的钢，在承受加工变形时，也会使导磁率增加，在热处理或低温下，若奥氏体发生转变，同样也会影响钢的抗磁性能。因此保证获得稳定的奥氏体组织，是获得具有良好的抗磁性能的无磁钢的关键。

1　影响无磁钢奥氏体稳定性的因素

1.1　合金元素的作用

合金元素在无磁钢中的作用涉及到许多因素，情况比较复杂，且随着钢中化学成分的不同、实验条件、使用条件的变化而有所不同。在此主要介绍在无磁钢的范围内，主要合金元素锰、氮、碳、镍、铬、钒、钼、硫、钙、铝和铈在无磁钢中的作用。

1.1.1　锰的作用

锰是扩大奥氏体区和强烈地使奥氏体稳定化的元素。锰还可以增加氮在钢中的溶解度。锰可以使在高温下形成的奥氏体在冷却过程中不会分解。当钢中铬质量分数超过15%时，需加入质量分数为12%Mn，当铬质量分数在12%～5%时，加入质量分数为12%～8%Mn，方能稳定奥氏体组织，防止马氏体的产生。锰强烈地增加钢的冷作硬化倾向，太高的锰含量使钢的机械切削加工变得几乎不可能。普通的高锰钢采用铸件（例如推土机及拖拉机的履带板，破碎机用的衬板和锷板）或者热轧钢材（例如钢轨的道叉）使用。

1.1.2　氮的作用

氮是强烈形成和稳定奥氏体的元素，以氮和锰的综合作用稳定奥氏体，其效果甚为明显。目前许多研究工作已证实，采用锰和氮联合作用取代部分的镍是一种比较理想的选择。但氮作为合金元素加入钢中，一般质量分数为0.3%左右，它的增加不能超过它在钢中溶解度，否则钢在凝固过程中容易产生气泡和膨胀的现象，使热加工难于进行。氮的溶解度和钢中铬、锰的含量，尤其是锰的含量有很大关系。据统计，对于质量分数为 C 0.06%～0.08%，Cr 17.5%，Si 0.4%～0.5%的 Cr-Mn-N 钢不出现气孔的极限氮含量和锰含量的关系见表13.14-1。

表13.14-1　氮的极限含量和锰含量的关系

Mn质量分数/%	7	9	11	14	17
N的极限质量分数/%	0.15	0.19	0.22	3.1	0.50

1.1.3　碳的作用

碳和氮一样，也是一种强烈地形成和稳定奥氏体的元素，但由于钢中碳含量的增加，易促进铬的碳化物在晶界上和晶内析出，从而造成钢的耐蚀性的降低，尤其是晶间腐蚀性能及焊接性能明显变坏。因此为防止晶间腐蚀，提高钢的抗均匀腐蚀性能，必须尽可能降低钢中的碳含量。对于需要高强度、高硬度的无磁钢来说，提高钢中的碳含量可以促进钢中的碳和碳化物形成元素共同形成碳化物，通过时效处理使碳化物弥散析出，从而提高钢的强度和硬度，但也显著降低了钢的塑性和韧性，因此对于使用中需要韧性的钢必须特别注意。

1.1.4　镍的作用

镍是无磁钢的主要合金元素，其主要作用是形成并稳定奥氏体，使钢获得完全奥氏体组织。镍作为合金元素加入，可使钢获得高的强韧性，高镍含量可显著改善钢的一些物理性能、力学性能和加工性能，并可获得良好的耐腐蚀性能和焊接性能。

1.1.5　铬的作用

铬能显著改善钢的抗氧化性能、改善钢的耐腐蚀能力，铬具有特别高的钝化倾向性。在无磁不锈钢中为保持其抗蚀性能一般铬质量分数为13%以上，在氧化性介质中铬质量分数必须高于16%，一般高铬不锈钢和Ni-Cr不锈钢中的铬质量分数均在17%左右。铬在钢中是有力的扩大铁素体的元素，为了保持奥氏体的稳定，必须增加奥氏体形成元素C、N、Ni、Mn的含量。在需要高强度和高硬度的高锰无磁钢中，一般加入质量分数为4%左右的铬含量，加入铬的目的是提高钢的耐蚀性能。另一个目的是由于铬是碳化物形成元素，因此和钢中的碳形成铬的碳化物，通过时效处理，而弥散析出，提高钢的强度和硬度。

1.1.6　钒的作用

钒是强烈形成碳化物的元素，形成的VC在固溶时能溶于基体，在时效处理时析出微细的碳化钒（VC）而使钢硬化，从而获得高强度和高硬度。在高强度、高硬度无磁钢中，钒是重要的强化元素，钢中加入质量分数为0.3%以上的钒就可以得到明显的弥散析出强化，随着加入量的增加，其强化效果也不断提高，但加入量超过质量分数为1%时，在固溶处理时不能得到充分的溶解，所以其上限一般控制在质量分数为1%左右。加入质量分数为1%左右钒的钒钢的磁导率基本没有变化，具体见表13.14-2。

表13.14-2　在0.85%C和13%Mn钢中，V对磁导率的影响

钢　种	磁导率/10^{-6} H·m^{-1}	
	固溶处理	750℃×30 min时效
基本钢	1.263	—
加入质量分数为0.4%V的钢	1.263	1.263
加入质量分数为0.8%V的钢	1.263	1.264

1.1.7　钼的作用

钼也是强化钢的元素，一方面钼和碳形成碳化物，时效处理时从基体弥散析出而使钢得到强化。另一方面，钼还能溶于奥氏体基体中，起到强化奥氏体的作用，大大改善钢的高温力学性能。钢在时效后的硬度随钢中钼含量的增加而提

高，但其强化效果不如碳、氮等元素那样显著。

1.1.8 硫、钙、铝和铈的作用

硫、钙、铝和铈的加入主要是改善高锰系无磁钢的切削加工性能。由于高锰系钢中锰含量较高，因此在切削加工时加工硬化现象很严重，其切削加工变得非常困难，因此加入上述元素的目的就是提高钢的切削加工性能。

硫在大多数钢中都被作为改善切削加工性能的元素，一般加入量为质量分数0.08%～0.12%，高锰系无磁钢也不例外。但加入硫会使钢的强度下降，焊接性能变差，因此钢中加入硫时应考虑，只需改善钢的切削加工性能而不考虑强度指标要求以及不需要焊接的零件。

钙、铝的加入使碳化物析出线的“鼻尖”大大左移，上限温度提高。钙、铝有促进碳化物在晶界析出，并使珠光体区域变狭窄，有抑制其转变的作用。另外，加入铝显著的限制高温时的晶内析出。钙、铝的同时加入对改变切削加工性能起到很好的作用，但其加入量及配比必须严格控制。有人在SCMNH3钢中进行加入铝、钙的试验，试验证明，铝含量高者，切削时的送进分量减少，同时工具前倾面上的摩擦力当铝质量分数为0.011%者最低，切削时切削能也是铝质量分数为0.011%者最小，所以含有钙并含有质量分数为0.011%铝时其被切削性能最好，车削工具的寿命也可大大提高。

铈也是一种改善切削加工性能的元素，在高锰系无磁钢中加入铈也具有非常不错的效果。

1.2 热处理和塑性变形对奥氏体稳定性的影响

1.2.1 热处理工艺对奥氏体稳定性的影响

无磁钢属于奥氏体钢，该钢经过1 050℃以上充分保温固溶处理后，保留了较稳定的过饱和状态，具有单一的奥氏体组织，因此其抗磁性能最好。但在时效处理后，由于弥散析出，其硬度显著增加。如果奥氏体不稳定的钢种，时效处理后钢的铁磁性显著增加，这种现象意味着部分奥氏体转变成马氏体和第二相的析出。国内许多单位对铬、锰、氮不锈钢时效后沉淀物的含量及分布，马氏体及σ相的形成，δ铁素体及不连续沉淀物的含量等进行了系统的研究，由于时效硬化，钢在时效后，部分奥氏体可能转变为马氏体，经固溶处理后的钢在时效处理温度下，其转变量随时效温度的升高及时效保温时间的延长而增加，达到871℃时已达部分奥氏体化温度，但是溶解碳不足使奥氏体稳定，冷却后又转变成马氏体，这种现象可以从金相组织的观察及硬度、磁性的测定加以证明。同样，由于奥氏体钢经固溶处理后保留了过饱和状态，在时效处理及高温使用时将发生沉淀作用，经观察，发现除在晶界及晶内有碳化物弥散析出外，还有两类沉淀作用即连续性和不连续性的产生。连续性沉淀物产生在晶粒中间呈魏氏体组织，与母体保持共格关系，而不连续性沉淀物自晶界发展呈类似珠光体组织，与母体无共格关系。用电解方法分离，再经α线方法鉴定，连续性沉淀物为$Cr_{23}C_6$型，根据化学分析结果，这种沉淀物为$(Cr_{15}Fe_6Mn_2)C_6$。不连续性沉淀物中含有大量的Cr_2N和少量的$Cr_{23}C_6$及σ相，化学分析结果说明仅有少量的锰参加沉淀作用，而残余固溶体的锰含量反而相对地提高，这些数据有力的证明了锰在长期时效处理后稳定奥氏体的作用。由$Cr_{23}C_6$的晶体结构，认为它们的惯析面很可能是奥氏体面，而Cr_2N属于密堆大角体型，与奥氏体共格机会较小，这可能是连续性沉淀物仅为$Cr_{23}C_6$而不含有Cr_2N的原因，这种沉淀物的形成有赖于共格关系。但是它的成长则与扩散有关，因为它们是随时效处理温度的提高及时间的延长而长大的。

不连续性沉淀物具有类似珠光体的组织，但非珠光体，也不是共析组织，而是由奥氏体及碳化物（或氮化物）互相隔离的薄片组成，它们也是以形核－长大方式产出，不连续性沉淀物薄片间的距离不随形成温度的升高而加大，温度升高，扩散加快，不连续性沉淀物更易长大，同时，其中碳化物或氮化物随时效时间的延长在适当高温度时也会发生分裂及球化现象。合金元素Cr、Mn对两种沉淀物的影响甚微，而沉淀作用完全取决于C、N含量，且N比C更有力的促进不连续沉淀的过程。应力可以加速连续沉淀作用，同时外应力可以改变不连续沉淀物的形状，它们易于向应力垂直方向长大，这种现象在低碳钢中最为显著，因为这些钢中的不连续沉淀物在成长时不易受到连续成长物的干涉，淬火所产生的内应力，同样可以加速钢中的连续沉淀作用。

σ相为金属间化合物，平均铬质量分数为45%，其化学式大致相当于FeCr，σ相自晶界发展，与母体无共格关系，所以把它列为不连续沉淀物类，σ相硬而脆，在室温下呈非铁磁性，它的磁性转变温度很低（为－110℃）。在一般情况下，σ相由铁素体相转变而形成，但在Cr－Ni奥氏体钢中，可由γ相直接形成，冷加工变形同样可加速σ相的析出，但较低温度不易形成σ相。属于Cr－Ni型的各种奥氏体不锈钢，经时效处理后，同样发现有大量的碳化物沉淀，这些碳化物为碳化铬（$Cr_{23}C_6$），同时也发现有σ相、δ相和部分奥氏体转变成的马氏体。

从以上可说明，各类奥氏体钢在时效和高温使用中，将极不稳定，这对于其力学性能、加工性能和物理性能都有一定的影响，特别是应用于要求极高的无磁电器元件中影响甚大，所以如何减少和防止时效和高温使用时的第二相沉淀物的析出，也将是重要探讨问题之一。为确保时效后具有低的磁导率，必须要加入足够的奥氏体稳定化元素，例如C、Mn、Ni、N。高强度无磁钢70Mn15Cr2A l3WMoV2，由于有较高的碳和锰含量，因此通过时效后钢中析出VC等硬化质点，但其磁导率未受影响，其在1 150～1 200℃充分保温水冷固溶后其磁导率μ为$1.263\,7\sim1.264\,7\times10^{-6}$ H/m，但通过650℃×15～20 h时效后其磁导μ仍为$1.264\,2\sim1.265\,4\times10^{-6}$ H/m，通过700℃×2 h时效后其磁导率μ为$1.263\,7\sim1.264\,9\times10^{-6}$ H/m。

1.2.2 冷塑性变形对无磁钢奥氏体稳定性的影响

在高于马氏体点的温度范围内，塑性变形对奥氏体稳定性也有明显的影响。一般来说，随变形量的增加，奥氏体趋于不稳定，即促进了马氏体的形成，这种形成的马氏体量随塑性变形的温度和马氏体点的距离的增加而减少。高于一定的温度，塑性变形对马氏体形成无促进作用，在M_s点以下温度塑性变形，可以增加马氏体量，所谓奥氏体变形诱导M_s点，一般都在0℃以下，有的甚至负100多度，因而室温下进行塑性变形不会较显著地促进马氏体的形成，但如果奥氏体稳定性不够，像18－8钢、高Cr－Mn钢，同样在塑性变形时会部分转变成马氏体而使钢硬化起来。而Cr－Mn－N节镍不锈钢，其奥氏体稳定性优良，在>40%的冷变形后仍未出现马氏体。

1.3 低温对奥氏体稳定性的影响

奥氏体不锈钢，通常指室温下呈现单一奥氏体组织，而奥氏体向马氏体的转变随温度的降低而明显增加。在Fe－Cr－Ni系中，除α－马氏体外，还形成一种密集六方晶格的无磁ε－马氏体，这种ε－相是在奥氏体转变为马氏体的最初阶段形成的，这是一种中间相。

用膨胀计测定方法，电子显微镜检查法和α射线分析对－196℃可能存在的ε－马氏体进行了测定，发现在含Cr质量分数为7%和含Ni质量分数为10%的钢中，ε－马氏体的数量最大，这种钢在冷却到－196℃的组织是由体积分数为70%奥氏体，20%的M_ε－马氏体和10%的ε－马氏体组

成的。

从以上的分析足以证明，1Cr18Ni9Ti在低温时磁性的增高就是发生了部分奥氏体的转变，对Cr-Mn-N钢的低温相图暂时尚未作出，不过从其磁性较小的波动，可以预测，这类钢在低温时由奥氏体向马氏体的转变量将是甚微。

2 无磁钢的分类、生产工艺、性能特点和用途

只要保持钢中的组织为稳定的奥氏体组织，就可以获得良好的抗磁化性能。奥氏体不锈钢和耐热钢以及高锰系奥氏体钢均属于无磁钢的范畴。按钢中成分划分可分为含镍的无磁钢或含锰、氮的无磁钢。按使用性能划分可分为不锈的无磁钢和非不锈的无磁钢。下面就按不锈和非不锈的无磁钢的分类方法对无磁钢进行阐述。

2.1 非不锈的无磁钢

考虑到使用价格问题以及奥氏体的稳定性，非不锈的无磁钢多采用Fe-Mn系无磁钢，主要是通过加入Mn来得到奥氏体组织，但要在常温下得到奥氏体组织其Mn质量分数的界限为16%。对于Fe-C-Mn系钢，由于加入C，可以减少钢中的Mn含量，也可以得到稳定的奥氏体组织，例如在碳质量分数为1.0%的钢中Mn质量分数需在10%以上，而在碳质量分数为0.2%的钢中Mn质量分数必须在为12.5%以上，才能得到无磁性的钢。目前常用的高锰钢（Mn13），其钢中C的质量分数为1.1%～1.3%，Mn的质量分数为12%～13%，属于无磁钢的范围。

为使Fe-Mn系无磁钢具有一定的防锈性能，一般在高Mn钢中加入一定量的Cr，图13.14-1为Fe-Mn-Cr系的无磁性区域。从图13.14-1可见，当C质量分数为0.5%、Cr质量分数为5%时，Mn质量分数大于15%，即可成为奥氏体无磁钢。许多领域需要高强度、高硬度的无磁钢，因此在Fe-Mn-Cr系奥氏体钢中加入适量的碳和强烈的碳化物形成元素，通过固溶—时效的热处理工艺，使钢中碳化物弥散析出，达到提高强度和硬度的目的。

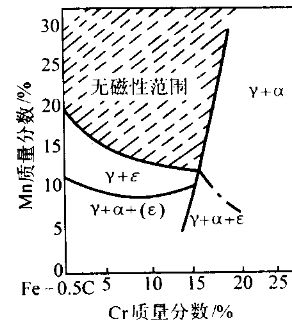


图13.14-1 Fe-Mn-Cr系无磁性范围组织图

2.1.1 结构件用无磁钢

结构件用无磁钢，基本采用Fe-C-Mn系，通过固溶处理，得到均匀的奥氏体组织。表13.14-3表示德国钢铁学会推荐的结构件常用的无磁钢的钢号和用途范围。表13.14-4表示钢的化学成分，表13.14-5表示钢的加工工艺，表13.14-6和表13.14-7分别表示钢的力学性能和物理性能。

表13.14-3 德国无磁钢钢号及用途

钢号	钢材号	用途
X120Mn12① X35Mn18	3802 3813	开关板，罗盘盒，变压器和电器的零件，进行测量的轮船上的甲板室及其他
X40MnCr18 X55MnNiCr14①	3817 3960	感应器盖（护环）
X20CrNiMn129 X12CrNi188	3962 4300	扎紧钢丝 开关板，罗盘盒，电机，变压器和电器的零件，船上的甲板室
X8CrNi1212 X12MnCr1810①	4307 4211	表壳，首饰 开关板，罗盘盒，电机，变压器和电器的零件，船上的甲板室
G-X120Mn12① G-X40MnCr18	3802 3817	开关板，变压器、电机与电器的铸造零件，船上的甲板室及其他

① 有时具有微弱的磁化能力。

表13.14-4 德国无磁钢的化学成分

钢号	化学成分（质量分数）/%						其他
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	
X120Mn12	1.1～1.5	0.30～0.50	12.0～19.0	—	—	—	
X35Mn18	0.30～0.40	0.30～0.80	17.0～19.0	—	—	—	
X40MnCr18	0.30～0.50	0.30～0.80	17.0～19.0	3.0～3.5	—	—	(0.08%～0.12%N)
X55MnNiCr14	0.45～0.65	0.30～0.80	13.5～14.5	3.3～3.8	5.5～6.0	—	(<1%W)
X20CrNiMn129	0.15～0.25	<0.60	5.5～6.5	11.0～12.0	9.0～10.0	—	
X12CrNi188	<0.15	<1.0	<2.0	17.0～19.0	8.0～10.0	—	
X8CrNi1212	<0.10	<1.0	<2.0	11.5～13.5	12.0～14.0	—	(<3%Cu)
X12MnCr1810	<0.15	<1.0	17.0～19.0	11.0～13.0	<2.0	0.4～0.6	
G-X120Mn12	1.1～1.3	0.30～0.50	12.0～13.0	—	—	—	(0.08%～0.12%N)
G-X40MnCr18	0.30～0.50	0.30～0.80	17.0～19.0	3.0～3.5	—		

表13.14-5 德国无磁钢的热加工和固溶处理温度

钢号	热成形温度/℃	固溶处理温度/℃
X120Mn12	1 100～750	1 000～1 050
X35Mn18	1 150～900	1 000～1 050
X40MnCr18	1 100～750	1 020～1 070
X55MnNiCr14	1 100～750	1 020～1 070
X20CrNiMn129	1 100～750	1 020～1 070

续表13.14-5

钢号	热成形温度/℃	固溶处理温度/℃
X12CrNi188	1 100～750	1 080～1 130
X8CrNi1212	1 100～750	1 050～1 100
X12MnCr18 810	1 050～850	1 050～1 100
G-X120Mn12	-	1 000～1 050
G-X40MnCr18	-	1 000～1 050

表 13.14-6 德国无磁钢的力学性能和导磁系数

钢 号	屈服点 /MPa	抗拉强度 /MPa	伸长率 δ/%	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	布氏硬度 HB	磁导率 /10^{-6} H·m^{-1}	备 注
X120Mn12	343	784 ~ 1 080	40	196	190 ~ 270	1.272 6	经剧冷
X35Mn18	245	686 ~ 931	30	> 98	170 ~ 230	1.272 6	经剧冷
X40MnCr18	294	686 ~ 882	40	196	170 ~ 230	1.272 6	经剧冷
	490	735 ~ 833	35①	117.6①	—	1.297 8	经剧冷并经冷作变形
	588	784 ~ 882	30①	98①	—	1.323	
	686	833 ~ 980	20①	78.4①	—	1.323	
	784	931 ~ 1 080	20①	78.4①	—	1.386	
X55MnNiCr14	294	637	45	215.6	185 ~ 220	1.273	经剧冷
	588	784 ~ 931	30①	98①	—	1.323	经剧冷并经冷作变形
	735	882 ~ 1 029	25①	78.4①	—	1.348	
X20CrNiMn129	1 176	1 370 ~ 1 615	~ 0.9②	经淬火并经冷拉			
X12CrNi188	245	539 ~ 735	50	196	130 ~ 180	1.272 6	经剧冷
X8CrNi1212	196	490 ~ 637	55	245	115 ~ 150	1.272 6	经剧冷
	441	784 ~ 882	20	(147)	—	1.285 2	经剧冷并经冷作变形
	735	931 ~ 1 078	8	—	—	1.310 4	
	1 078	1 325 ~ 1 470	4	—	—	1.360 8	
X12MnCr1810	392	637 ~ 735	45	196	150 ~ 175	1.272 6	经剧冷
G - X120Mn12	343	784 ~ 1 078	40	-	190 ~ 270	1.272 6	经剧冷
G - X40MnCr18	294	686 ~ 882	40	-	170 ~ 230	1.272 6	经剧冷

① 沿切线方向截取的试样。
② 计算长度为 200 mm。

表 13.14-7 德国无磁钢的主要物理性能

钢 号	密度 /g·cm^{-3}	线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1} 室温 ~ 100℃	线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1} 室温 ~ 200℃	弹性模量 /MPa	比电阻（20℃时）/Ω·mm^2·m^{-1}
		最低	最低		
X120Mn12	7.9	18	19	186 200	0.8
X35Mn18	7.9	18	19	191 100	0.8
X40MnCr18	7.9	18	19	191 100	0.7
X55MnNiCr14	7.9	18.5	19	191 100	0.7
X20CrNiMn129	7.9	18	19	191 100	0.7
X12CrNi188	7.8	16	17	196 000	0.7
X8CrNi1212	7.8	16	17	210 700	0.75
X12MnCr1810	7.8	16.5	17.5	191 100	0.75
G - X120Mn12	7.9	18	19	186 200	0.8
G - X40MnCr18	7.9	18	19	186 200	0.7

发电机护环要求采用一定强度的无磁钢，表 13.14-8 表示 3 种不同化学成分的发电机护环用钢的化学成分，表 13.14-9 表示其力学性能。

表 13.14-8 发电机护环用钢的化学成分（质量分数）

%

类别	C	Si	Mn	Cr	Ni
A	0.7	0.5	9.2	3.25	8
B	0.8	0.8	13.5	3.5	4
C	0.5	0.3	18	4.5	—

表 13.14-9 发电机护环用钢的力学性能

类别	屈服点 /MPa	抗拉强度 /MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	备注
A	833 ~ 882 872 ~ 921	990 ~ 1 078 1 040 ~ 1 155	42 ~ 34 40 ~ 24	~ 38 44 ~ 33	107.8 ~ 39.2 98 ~ 58.8	不同上下限系取样部位不同所致
B	764.4 ~ 813.4	1 100 ~ 1 165	32 ~ 30	29 ~ 27	284.2 ~ 58.8	
C	784 ~ 833 774 ~ 902	1 070 ~ 1 115 1 060 ~ 1 115	47 ~ 33 38 ~ 27	~ 45 60 ~ 32	98 ~ 58.8 > 196	

为改善 Fe - Mn 系无磁钢的加工性能，国内进行了许多研究工作，例如在钢中加入 Al 以改善钢的机械加工性能，并获得良好的效果。45Mn17A13MoVN 和 40Mn14Cr2A13MoV 两个钢种，通过 1 100 ~ 1 130℃ 固溶处理后其硬度为 10 ~ 12 HRC，通过 650℃ 时效后其硬度为 27 HRC，磁导率为 $1.263\ 9 \times 10^{-6}$ H/m。

2.1.2 高强度、高硬度无磁钢

结构件常用的无磁钢基本上不采用强烈碳化物形成元素进行强化，并且其热处理工艺通常采用固溶处理，得到单一的奥氏体组织，可以得到较高的强度和韧性，以便满足使用要求。随着科学技术的进步，在许多领域有许多新的要求，例如无磁轴承、无磁模具、电子束爆光机用的轨道等都需要高强度、高硬度的无磁钢。高强度高硬度无磁钢的基本原理是在无磁钢中加入强烈的碳化物形成元素，例如钒、钼、钨、铬等，通过固溶处理将碳化物溶解到奥氏体中，再通过时效处理弥散析出，达到提高强度和硬度的目的。通过在钢中加入 V 进行了强化的主要钢号的化学成分见表 13.14-10，其热处理工艺及力学性能见表 13.14-11。

表 13.14-10 含 V 析出硬化型无磁钢的化学成分（质量分数） %

钢 种	C	Mn	Cr	Ni	V	Mo	Si
Mn - Ni - Cr - V	0.70	9.20	4.00	8.40	2.00	—	—
Mn - Cr - Ni - V	0.54	16.94	11.59	2.12	1.17	—	—
Mn - Cr - Ni - V	0.53	16.92	12.20	1.97	1.59	—	—
Mn - Cr - Ni - V	0.53	17.45	11.73	1.93	2.11	—	—
Mn - Cr - Ni - V	0.39	16.52	11.56	2.01	1.50	—	0.89
Mn - Cr - Ni - V	0.63	16.90	11.56	2.18	1.49	—	0.67
Mn - Cr - Ni - Mo - V	0.52	16.82	10.92	1.96	1.42	0.52	—
Mn - Cr - Ni - Mo - V	0.51	16.54	10.64	1.99	1.49	1.04	—
Mn - Cr - Ni - Mo - V	0.47	16.70	10.73	1.97	1.50	1.45	—

无磁轴承材料在我国以前主要是使用铍青铜和蒙乃尔合金，但其硬度较低，使用条件受到很大的限制。我国研制的70Mn15Cr2Al3WMoV2无磁轴承钢和无磁模具钢经 1 165 ~ 1 180℃固溶，使碳化物充分溶解，然后水冷，其组织为奥氏体 + 少量未溶解的碳化物。固溶后在 650 ~ 700℃的温度下进行较长时间的时效处理，使奥氏体基体中析出大量弥散的高硬度的合金碳化物，使钢的硬度、强度和耐磨性能得到急剧提高。在时效过程中，开始阶段随时效时间的延长，钢的硬度急剧提高，到一定时间后，硬度达到峰值，其峰值硬度为 48 ~ 50HRC。随后再延长时间，由于合金碳化物的聚集长大，钢的强度和硬度反而下降。因此必须选择合适的时效温度和时间。此钢具有稳定的奥氏体组织和低的磁导率，其磁导率 μ 在 1.323×10^{-6} H/m 以下。

70Mn15Cr2A13WMoV2 无磁轴承钢和无磁模具钢是一种沉淀硬化奥氏体钢。具有低磁导率、高强度、高硬度（经表面氮化处理后，硬度可达 68 ~ 70HRC）、高耐磨性等优点。是一个较好的无磁轴承和无磁模具材料，与原有铍青铜、蒙乃尔合金和高锰钢相比，性能有较大的提高。退火处理后，机械加工较好，车、刨、铣均能顺利进行，钻孔时需适当掌握钻头形状、转速和冷却液，才能顺利进行。该钢还可以用于制造要求强度高、耐磨性良好的电子工业零件。其主要成分和性能见表 13.14-12 ~ 表 13.14-15。

表 13.14-11 含 V 析出硬化型无磁钢的热处理工艺和力学性能

钢 种	热处理工艺		$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	磁导率 μ /10^{-6} H·m^{-1}
	固溶工艺	时效工艺					
Mn - Ni - Cr - V	1 100℃ × 1 h，水冷	650℃ × 3 h	880	1 175	20	32.5	—
Mn - Cr - Ni - V	1 200℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 030	1 145	17	17	1.263 8
Mn - Cr - Ni - V	1 200℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 175	1 255	14	15	1.265 0
Mn - Cr - Ni - V	1 200℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 175	1 305	10	13	1.267 6
Mn - Cr - Ni - V	1 250℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 030	1 060	24	20	1.263 8
Mn - Cr - Ni - V	1 250℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 190	1 265	18	17	1.265 0
Mn - Cr - Ni - Mo - V	1 150℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 190	1 340	13	11	1.264 7
Mn - Cr - Ni - Mo - V	1 150℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 205	1 350	12	10	—
Mn - Cr - Ni - Mo - V	1 150℃ × 1 h，水冷	700℃ × 7 h	1 215	1 360	10	10	—

表 13.14-12 70Mn15Cr2A13WMoV2 钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Cr	Mo	V	W	Al	S	P
0.65 ~ 0.75	14.5 ~ 16.0	2.0 ~ 3.0	0.5 ~ 1.0	1.5 ~ 2.0	0.5 ~ 1.0	2.5 ~ 3.5	≤0.03	≤0.04

表 13.14-13 70Mn15Cr2A13WMoV2 钢的物理性能

线胀系数

温度/℃	25 ~ 100	25 ~ 200	25 ~ 300	25 ~ 400	25 ~ 500	25 ~ 600	25 ~ 700	25 ~ 800	25 ~ 900
α_l/10^{-6}K^{-1}	16.0	17.8	18.9	19.7	20.5	20.28	21.2	21.5	21.6

热导率

温度/℃	150	300	400	500	600	700	800	900
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	14.44	15.70	19.26	20.05	20.35	22.27	24.70	24.70

磁导率

固溶温度/℃	磁导率 μ/10^{-6} H·m^{-1}	固溶 + 时效工艺	磁导率 μ/10^{-6} H·m^{-1}
1 150	2 637	1 150℃ + 700℃ × 2 h	1.264 9
1 160	1.264 0	1 165℃ + 700℃ × 2 h	1.264 3
1 180	1.263 8	1 180℃ + 650℃ × 15 h	1.265 4
1 200	1.263 7	1 200℃ + 650℃ × 20 h	1.264 2

密度

7.73 g·cm^{-3}

表 13.14-14 70Mn15Cr2A13WMoV2 钢的常温力学性能

热处理制度	σ_b /MPa	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC
		%			
1 180℃水冷（固溶处理）	706~804	60.0~61.0	61.5~62.5	225.4~235.2	—
1 180℃水冷，650℃时效 20 h	1 460~1 480	4.5	8.5~9.5	13.74	48~50

表 13.14-15 70Mn15Cr2A13WMoV2 钢的高温力学性能

热处理制度	温度/℃	σ_b /MPa	δ_5	ψ	HV
			%		
1 180℃ 30 min 水冷，700℃时效 4 h 空冷	600	882	2.16	5.69	325
	650	789	2.16	5.12	294
	700	717	1.76	7.70	255
	750	603	1.76	7.34	215
	800	499	2.4	3.16	187

此类高锰钢导热性较差，因此在热加工时其装炉温度应在 800℃以下。其热加工工艺和热处理工艺见表 13.14-16。

表 13.14-16 70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢的热加工工艺和热处理工艺

热加工工艺				
冷装炉炉温/℃	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
≤800	1 170	1 140	950	空冷

热处理工艺			
工序名称	退火	固溶处理	时效
加热温度和保温时间 冷却 硬度	(880±10)℃，3~6 h 炉冷至 500℃出炉空冷 270~276HB	1 180℃ 水冷	650~700℃，4~20 h 空冷 45~50HRC

通过不同的温度和不同的时间进行时效可以得到不同的硬度，图 13.14-2 表示在 620℃、650℃和 700℃时效时的硬度变化曲线。

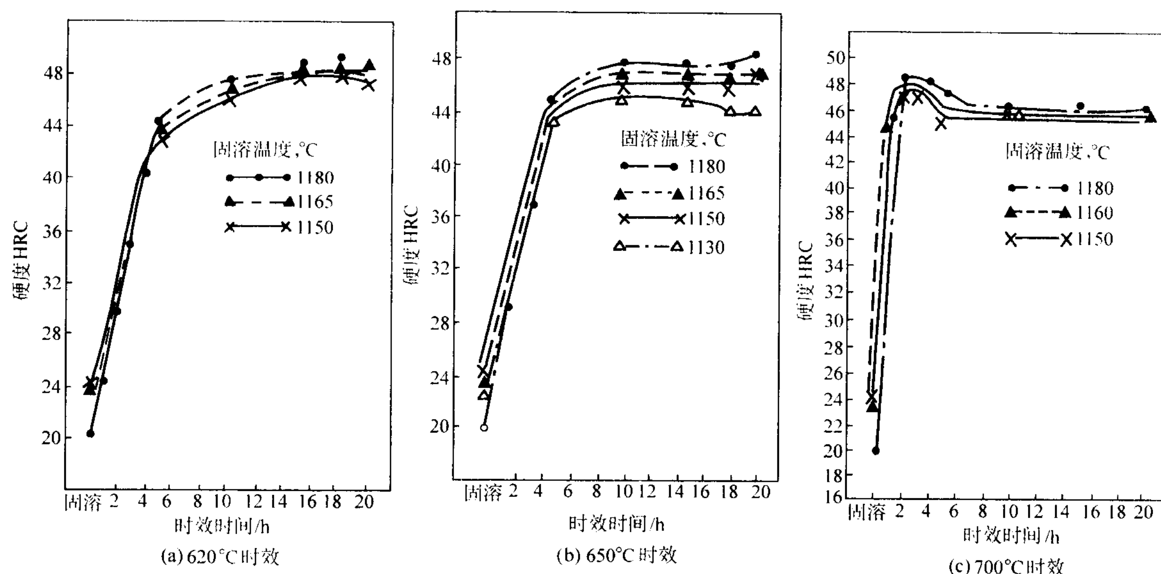


图 13.14-2 时效温度和时效时间对 70Mn15Cr2Al3WMoV2 钢硬度的影响

2.2 无磁不锈钢及无磁不锈耐蚀合金

2.2.1 无磁不锈钢

无磁不锈钢的组织也必须是奥氏体组织，为了得到稳定的奥氏体组织，钢中必须加入足够量的 Ni 和 Mn，但为了保证钢的不锈蚀性能，在钢中应加入质量分数为 13% 以上的铬。在单一的较高 Ni 含量（质量分数为 8%~20%）的奥氏体不锈钢，在淬火状态下的强度较高（700~800 MPa），但其屈服强度较低（300~400 MPa），因此其塑性变形抗力较低，通常采用冷变形来提高钢的强度性能。但冷变形不仅使强度和屈服极限得到提高，它们分别可达到 1 000~1 200 MPa 和 700~800 MPa，而且在 Ni 含量不足时能引起奥氏体的部分转变，并形成铁素体组织，第二相存在于组织中，可以使钢的塑性和塑性变形的能力降低，并使磁导率增加。目前广泛使用的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢其抗腐蚀性能和力学性能以及加工性能都很优良，但其奥氏体不很稳定，抗磁性能不够理想，特别是在经过冷变形及高温时效处理后，部分奥氏体转变为具有铁磁性的体心立方马氏体，使磁导率明显增加，不符合抗磁不锈钢的现代要求，因此国内外研制了许多新型的抗磁不锈钢。

为了防止奥氏体不锈钢中生成铁素体或产生马氏体转变，根本的办法是提高钢中奥氏体形成元素的含量，Ni 当然是其中最重要的首选元素，但从经济角度来说，Mn 和 N 也受到人们的重视，特别是 N，其抑制铁素体的能力为 Ni 的 30 倍。目前高 Ni－Cr 奥氏体不锈钢其奥氏体比较稳定，因此其抗磁化性能较好。高 Ni、Cr 奥氏体不锈钢和耐热钢虽然具有良好的抗磁化性能，但其主要用途不在于此，并且在不锈钢和耐热钢的章节中有专门的论述，在本章节中不作专门的介绍。从经济角度以及综合性能考虑，作为无磁不锈钢使用的钢种多为 Cr－Mn－N 或 Cr－Mn－Ni－N 奥氏体不锈钢居多。我国研制的 2Cr15Mn15Ni2N 和 0Cr18Mn13Ni3N 就属于上述系列的无磁不锈钢。上述两个钢种用磁秤法进行检验，在（676.43~795.8）kA/m（8 500~10 000 Oe）磁场下其磁导率不大于 $1.262\,5\times10^{-6}$ H/m，即使在严重冷变形下，仍然保持很低的磁导率。2Cr15Mn15Ni2N 钢具有一定的抗腐蚀性能，可取代 1Cr18Ni9Ti 钢用于制造要求低磁性能的设备及零件，例如自动驾驶仪的陀螺转子，罗盘盒及无线电等装置的零件。随着对无磁不锈钢要求的不断提高，国外对无磁不锈钢的研制越来越广泛和深入，下面就对 Cr－Mn 系、Cr－

Mn－N系、Cr－Mn－Ni－N系和Cr－Ni系以及Fe－Al－Mn系几个主要无磁不锈钢的情况进行比较分析，以供合理选用有关材料。主要比较钢种为2Cr15Mn15Ni2N、Cr14Mn4Ni2N、USS-Tenclon、KS2-2、1Cr18Ni9Ti、Cr16Ni14和15Mn26A14钢。各钢种的化学成分见表13.14-17，各钢种不同状态下的磁导率的测定结果见表13.14-18，各钢种的力学性能和硬度值分别见表13.14-19和表13.14-20。

表13.14-17 各钢种的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Cr	Mn	Ni	N	Si	P	S
2Cr15Mn-15Ni2N	0.15～0.4	14～16	14～16	1.5～3.0	0.14～0.3	≤0.1	≤0.035	≤0.035
Cr14Mn-14Ni2N	0.05	14.1	14.06	2	0.21	0.25	0.018	0.026

续表13.14-17

钢号	C	Cr	Mn	Ni	N	Si	P	S
USS－Tenelon	0.052	18.05	15.01	0.75	0.35	0.35	0.018	0.025
Cr18Mn-13Ni3N（KS2－2）	≤0.08	17.5～18.5	13～14	3.5	0.30～0.40	0.02	≤0.02	≤0.02
1Cr18Ni-9Ti（18－8）	0.12	17～19	≤2.00	8～11	Ti0.50	≤0.08	≤0.035	≤0.03
Cr16Ni14	≤0.07	15～17	≤0.80	13～14	—	—	≤0.03	≤0.02
15Mn-26Al4	0.16	—	26	—	—	A14.40	—	—

表13.14-18 各钢种在不同状态下的磁导率 10^{-6} H·m^{-1}

	2Cr15Mn15Ni2N	Cr14Mn14Ni2N	USS－Tenelon	KS2－2	1Cr18Ni9Ti	Cr16Ni14	15Mn26A14
热轧(平均)	1.002 3	1.263	1.263	1.262	1.277	1.265	1.264
冷变形	10% 1.262	—	14% 1.263	20% 1.263	—	20% 1.265	17% 1.264
	20% 1.264		25% 1.264	27% 1.263		27% 1.265	26% 1.264
	30% 1.268		37% 1.264	32% 1.263		38% 1.267	36% 1.264
	40% 1.267		43% 1.274	40% 1.263		45% 1.266	47% 1.266
固溶处理	1.263	1.263	1.263	1.262	1.268	1.265	1.264
固溶低温	1.263	1.263	1.263	1.262	—	1.267	1.266
固溶－回火	1.263	1.270	1.263	1.263	1.270	1.270	1.265
回火－低温	1.262	1.270	1.263	1.263	—	1.270	1.265
固溶－回火	1.263	1.263	1.262	1.264	1.272	1.266	1.264
回火－低温	—	1.263	1.262	1.264	—	1.266	1.264

表13.14-19 各钢种的力学性能

钢种	状态	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
2Cr15Mn15Ni2N	固溶处理	323～632	646～853	42.7～68	535～765
Cr14Mn14Ni2N	固溶处理	303.8	755	43	72
USS－Tenelon	退火状态	372～657	723	40	—
KS2－2	固溶处理	—	937	50	42.7
1Cr18Ni9Ti	固溶处理	196～294	539～637	50～60	60～70
Cr16Ni14	固溶处理	-	≥441	≥40	—
15Mn26Al4	热轧横向	310	376	53.3	74

表13.14-20 各钢种的硬度HV

钢种		2Cr15Mn-15Ni2N	Cr14Mn-14Ni2N	USS－Tenelon	KS2－2	1Cr18Ni-9Ti	Cr16Ni-14	15Mn-26Al4
状态	固溶－回火	155	164	174	169	94	137	106
	固溶－低温（－80℃）	172	162	176	168	105	133	96

下面就2Cr15Mn15Ni2N钢、Cr18Mn13Ni3N钢以及国外的主要无磁不锈钢的主要情况阐述如下。

（1）无磁不锈钢2Cr15Mn15Ni2N

2Cr15Mn15Ni2N钢属于节镍无磁性不锈钢，具有良好的抗磁性能及抗磁稳定性能。可取代1Cr18Ni9Ti钢用于制造要求无磁性能的设备及零件，例如自动驾驶仪的陀螺转子、罗盘盒及无线电等装置的零件。

1）化学成分 见表13.14-21。

表13.14-21 2Cr15Mn15Ni2N钢的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	N
0.15～0.25	≤1.0	14.0～16.0	14.0～16.0	1.5～3.0	≤0.03	≤0.06	0.15～0.30

2）物理常数 密度7.76 g/cm^3，比电阻ρ（20℃时）为0.678～0.706 Ω·mm^2/m，线胀系数见表13.14-22。

表13.14-22 2Cr15Mn15Ni2N钢的线胀系数

温度/℃	20～200	20～400	20～600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	14.24	17.64	19.24

3）磁学性能 见表13.14-23和表13.14-24。

表13.14-23 2Cr15Mn15Ni2N钢的磁导率 10^{-6} H·m^{-1}

磁秤法，H≥795 780 A/m（10 000 Oe）	冲击法，H＝15 915.6 A/m（200 Oe）
μ：1.262 0～1.262 4	μ：1.263 4

表 13.14-24　2Cr15Mn15Ni2N 钢冷变形量对其磁导率的影响

冷变形量/%	磁导率 $\mu/10^{-6}$ H·m^{-1}（H=15 916 A/m（200 Oe）时）
≤20	≤1.263 4
25	1.265 4
30～40	1.270 7
40～50	1.277 4～1.285 2

4）力学性能　见表 13.14-25 和表 13.14-26。

表 13.14-25　2Cr15Mn15Ni2N 钢的室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	备注
	MPa		%		
1 000～1 150℃水冷	≥637	≥294	≥40	≥45	①
1 050～1 150℃水冷	646～853	323～632	43～68.0	54～77	②

① 标准规定值。

② 实际生产检验值。

表 13.14-26　2Cr15Mn15Ni2N 钢的高温拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
550	456	30～47	60.0
600	431	45.0	60.0
700	306	58.0	60.0
750	223	67.0	60.0
800	182	80.0	65.0

注：预先经 1 100℃水冷。

5）耐腐蚀性能　见表 13.14-27。

此钢种具有不锈性和一定的耐腐蚀性能，在空气中贮存 4 年后没有发现锈蚀现象。可通过硫酸铜加硫酸法（L 法）检验其耐晶间腐蚀性能，其抗晶间腐蚀性能与 1Cr18Ni9Ti 相当。

6）生产工艺

表 13.14-27　2Cr15Mn15Ni2N 钢的硝酸法晶间腐蚀试验结果

介质条件			试验温度/h	腐蚀速度 /mm·a^{-1}
介质	浓度/%	温度/℃		
硝酸	10	沸腾	144	0.10
	20	沸腾	144	0.20
	50	沸腾	144	1.50
	65	沸腾	144	3.00

2Cr15Mn15Ni2N 钢采用电弧炉熔炼。为改善切削加工性能，易切削用钢要求加入质量分数为 0.06%～0.20%S，冶炼时可在扒完还原渣后向熔池液面加入硫磺粉，回收率按 50%～80%计算；若分析结果含硫量偏低，可在出钢前加入 Fe－S 块，回收率按 90%～95%计算；若分析结果偏高，可加适量石灰降硫。

该钢的热加工性能良好，其变形抗力与 1Cr18Ni9Ti 钢相近。钢锭加热温度为 1 060～1 120℃，开锻温度为 1 040℃，终锻温度≥850℃。

该钢具有良好的冷变形加工性，但其冷作硬化倾向较 1Cr18Ni9Ti 为高。

该钢的热处理工艺如下。

退火：冷拉钢材再结晶退火制度为 900℃炉冷。为改善钢的切削性能，固溶处理后在 650～750℃保温 6～8 h 进行时效处理。

固溶处理：1 000～1 150℃，水冷。

（2）无磁不锈钢 0Cr18Mn13Ni3N

0Cr18Mn13Ni3N 是一种以锰和氮代替大部分镍的奥氏体不锈钢，具有高的屈服强度，低的磁导率和优良的低温性能，且易于焊接。该钢还可以通过冷变形获得更高的强度。主要应用在弱腐蚀条件下受较重负荷的设备或构件，例如热交换器、压力容器、配管和管线等；也可用于低温下工作的设备，例如储槽、阀门和导管等。

1）化学成分见表 13.14-28。

表 13.14-28　0Cr18Mn13Ni3N 钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	N
≤0.08	≤1.00	11.50～14.50	≤0.030	≤0.060	17.0～19.0	2.25～3.75	0.20～0.40

2）物理常数　其密度（20℃）为 7.75 g/cm^3；比热容（20℃）为 500 J/（kg·℃）；热导率（20℃）为 16.0W/（m·℃）；线胀系数见表 13.14-29。

3）磁学性能　见表 13.14-30。

4）力学性能　见表 13.14-31 和表 13.14-32。

5）耐腐蚀性能　0Cr18Mn13Ni3N 钢在不同大气环境中的耐锈性良好，只有在海洋大气中会有轻微的表面腐蚀。在弱酸和点腐蚀环境中的耐蚀性与 0Cr19Ni9 钢相当，但在强腐蚀性条件下比 0Cr19Ni9 钢稍差。在低应力水平下的耐应力腐蚀破裂性能优于 0Cr19Ni9 钢，在高应力水平下与 0Cr19Ni9 钢

表 13.14-29　0Cr18Mn13Ni3N 钢的线胀系数 α_l

温度/℃	24～100	24～205	24～315	24～425	24～535	24～650	24～760	24～870	24～980
$\alpha_l/10^{-6}$K^{-1}	16.0	16.5	17.4	18.1	18.8	19.5	20.1	20.5	21.0

表 13.14-30　0Cr18Mn13Ni3N 钢的磁导率

冷变形量/%		0	10	20	30	40	50	60	70
磁导率 μ /10^{-6} H·m^{-1}	H=40 kA/m	1.261 8	1.261 6	1.261 8	1.2613	1.261 8	1.261 4	1.261 5	1.261 1
	H=80 kA/m	1.261 6	1.261 5	1.261 4	1.261 6	1.261 6	1.2615	1.261 5	1.261 6

表 13.14-31　0Cr18Mn13Ni3N 钢的室温和高温力学性能（固溶态）

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	备注
24	707	370	52	73	棒材
24	803	494	49	—	薄板（1.27 mm）
93	727	405	50	—	
204	638	309	44	—	
315	624	267	44	—	
427	563	247	49	—	
538	508	219	39	—	

表 13.14-32　0Cr18Mn13Ni3N 钢的冷变形后的室温力学性能

冷变形量/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	硬度
0	790	466	51	95HRB
10	915	721	32	30HRC
20	1 100	961	18	37HRC
30	1 265	1 145	10	41HRC
40	1 375	1 240	7.5	42HRC
50	1 440	1 310	6.5	44HRC
60	1 525	1 365	5.0	45HRC

相同。对于硝酸法（65% HNO_3，沸腾）和硫酸铜法晶间腐蚀检验，非焊接及焊接试样均能通过。

6）工艺性能　0Cr18Mn13Ni3N钢的工艺性能良好，用生产常规奥氏体不锈钢的通用装备和技术可容易地生产出各种热加工材和冷加工材。与常用的铬镍奥氏体不锈钢相比，强度较高，变形抗力稍大。热加工的温度范围是1 150～900℃，正确的热处理制度为1 010～1 100℃加热后水冷。

该钢种可用各种常用焊接方法进行焊接。薄板和带材的熔焊不必用填丝，焊后无需热处理，接头强度与母材相同。如果采用焊接材料时，可选用00Cr20Ni11钢或镍基合金焊条（或焊丝）。

（3）无磁不锈钢ARMCO 18－2Mn（Nitronic－32）

ARMCO 18－2Mn是一种低镍奥氏体不锈钢，其强度接近304钢的2倍，且其耐腐蚀性能较好。

1）化学成分　见表13.14-33。

表13.14-33　ARMCO 18－2Mn钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	Cr	Ni	N	Fe
0.10	12.00	0.50	18.00	1.60	0.34	余量

2）物理常数及磁导率　ARMCO 18－2Mn钢的密度为7.78 g/cm³；线胀系数（21～537℃）为 $10.3\times10^{-6}K^{-1}$；磁导率（μ）固溶状态为 $1.270\ 1\times10^{-6}$ H/m，冷拉状态为 $1.273\ 9\times10^{-6}$ H/m。

3）室温力学性能　见表13.14-34。

表13.14-34　ARMCO 18－2Mn钢的室温力学性能

试样尺寸/cm²	状态	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	布氏硬度HB
25.8	固溶	794	449	55	70	—
6.45	固溶	828	414	55	70	96
1.61	固溶	828	449	60	70	98

4）耐腐蚀性能　这种合金钢在35℃时，放在5%的NaCl雾中不产生锈和污点，并且在450℃时达到相当于100%的湿度时也完全没有影响。在酸介质中，ARMCO18－2Mn钢的耐点蚀性与302型钢类似。在沸腾的硝酸溶液和硫酸铜溶液中，ARMCO18－2Mn钢的抗晶间腐蚀性比302型钢更好一些。在热氯化物环境中，对照很多奥氏体不锈钢，这种合金增加了耐腐蚀性。在沸腾的45% $MgCl_2$ 溶液中，在高压情况下，ARMCO18－2Mn钢的抗裂性与304型钢一样，在低压情况下比304型钢更好。经美国国家卫生设备财团以及食品药材行政机关和文教卫生福利部门批准，ARMCO18－2Mn钢可用于接触食品。

5）工艺性能　这种钢的锻造温度为1 150～1 200℃加热，锻后空冷。热处理固溶工艺为，在1 035～1 100℃保温后，薄件可以在空气中进行冷却，较重的单件在水中进行冷却。

这种钢的焊接性能是，这种钢用普通的焊接方法很容易焊合，在同样的焊接条件下，焊合处的强度与本身金属等效。在应用中，如果要求焊合处的强度及耐腐蚀性很高，可以使用312和349型填充材料；如果关键部位要求耐腐蚀性，可以使用308L型填充材料。

（4）无磁不锈钢Nitronic－33（Armc o－18－2Mn）

Nitronic－33钢的特点是：高的屈服强度；良好的抗应力腐蚀性能；在剧烈的冷加工后具有低的磁导率；在低温时有较好的强度和延展性；良好的耐磨性能。实际上在某些特殊场合，Nitronic－33钢优于304型不锈钢。

1）化学成分　见表13.14-35。

表13.14-35　Nitronic－33钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Fe
≤0.08	11.50～14.50	≤0.060	≤0.03	≤1.00	17～19	2.25～3.75	0.2～0.4	余量

2）物理常数　Nitronic－33钢的密度为7.755 g/cm³，线胀系数见表13.14-36。

表13.14-36　Nitronic－33钢的线胀系数

温度范围/℃	25～93	25～204	25～315	25～426	25～537	25～648	25～760	25～871	25～982
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	8.39	9.19	9.68	10.07	10.43	10.84	11.15	11.40	11.69

3）磁导率　见表13.14-37。

表13.14-37　Nitronic－33钢的磁导率

冷变形量/%	磁导率/10^{-6} H·m⁻¹ H=40 kA/m	磁导率/10^{-6} H·m⁻¹ H=80 kA/m	冷变形量/%	磁导率/10^{-6} H·m⁻¹ H=40 kA/m	磁导率/10^{-6} H·m⁻¹ H=80 kA/m
0	1.261 8	1.261 6	40	1.261 8	1.261 6
10	1.261 6	1.261 5	50	1.261 4	1.261 5
20	1.261 8	1.261 4	60	1.261 5	1.261 5
30	1.261 3	1.261 6	70	1.261 1	1.261 6

4）力学性能　见表13.14-38和表13.14-39。

表13.14-38　Nitronic－33钢的室温力学性能

状态	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	布氏硬度HB
薄板(2.5 mm)固溶	794	435	50	—	95
挤压和矫直	752	428	41	77	—
挤压和固溶	711	373	52	23	—

表13.14-39　Nitronic－33钢的低温力学性能

试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%
17	980	587	64
－10	1 050	649	63
－37	1 145	718	60
－65	1 235	800	55
－93	1 345	911	50
－116	1 435	1 005	42
－160	1 610	1 210	20

5）耐腐蚀性能

Nitronic－33钢在各种气氛中有良好的耐腐蚀性能，它可以在相对湿度为100%、温度为49℃或35℃下于5% NaCl雾中暴露24 h，不生锈不产生斑点，甚至还可以在西大西洋Kwre海滨，在海洋性气候中暴露42个月才出现一些轻微腐蚀。但它次于304型不锈钢，它的耐无机酸和耐酸洗麻坑介质的能力接近304型不锈钢，但在更恶劣的环境中它的抗蚀

能力比304型钢差。Nitronic－33钢在低温和高温应力状态下比304型钢更具有抗应力腐蚀开裂的能力，Nitronic－33钢焊接件在焊面上不能遭受高速腐蚀，焊后应放在沸腾的65%硝酸溶液或沸腾的硫化铜溶液中进行试验。Nitronic－33钢在重硫酸溶液中（一般化学式为$H_2S_xO_6$），显示出极好的抗磁性（化学式中x通常为3、4或5，这种酸液很容易在一种特殊的脱S剂的石油熔炼设备中制成）。Nitronic－33钢被弯曲成U形，经过677℃退火敏化1 h后，放在室温的$H_2S_xO_6$溶液中，暴露500 h也不会显示裂纹。

6）工艺性能　这种钢的锻造温度为1 150～1 200℃加热，锻后空冷。热处理固溶工艺为在1 035～1 100℃保温后快冷。

Nitronic－33钢能够进行各种形式的焊接（包括不用填料金属的焊接），在钢板和带材熔焊时，不需要填充料，在焊接良好的条件下，焊接件的强度相当于未焊接的母体金属，如果焊接时使用填充料，则它的组成应与母体金属具有相同的高强度，磁导率和抗腐蚀性能（Nitronic－35W焊接填料具有这些性能）如果没有Nitronic－35W填料，可使用一种标准的不锈钢焊接填充料，例如308L或312型填料。但使用填料容易在稳固件中产生残余填充料。考虑到这会引起不同的强度、抗腐蚀性能和导磁性能，也可以采用下面的一些焊接方法：①在惰性气体保护下进行金属电弧焊；②在惰性气体保护下进行金属钨弧焊；③采用埋入式电弧焊。

（5）无磁不锈钢Nitronic－40

Nitronic－40是一种氮强化的奥氏体不锈钢，它具有高屈服强度、良好的韧性和组织以及在空气中的抗腐蚀及抗高温氧化性能，在－217℃温度以下，它同样保持高的强度和良好的韧性，因此，具有非常好的温度稳定性。它适合在航空和低温下使用，例如飞机零件、导管、波纹管系统、夹持器、扣件等。在空气中需要良好的抗高温氧化性和非磁性零件也都适用。

1）化学成分　见表13.14-40。

表13.14-40　Nitronic－40钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Fe
≤0.08	8.0～10.0	≤0.006	≤0.030	≤1.0	19.0～21.50	5.5～7.50	0.15～0.40	余量

2）物理性能　Nitronic－40钢的电阻率为13×10^{-3} Ω·cm（在21℃下）；弹性模量（21℃时，固溶状态）为196 650 MPa；泊松比为0.285；线胀系数见表13.14-41。

表13.14-41　Nitronic－41钢的线胀系数

温度/℃	27～93	27～204	27～315	27～537	27～760	27～871	27～982
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	9.3	9.6	10.1	10.6	11.1	11.2	11.4

3）磁导率　见表13.14-42和表13.14-43。

表13.14-42　Nitronic－40钢的常温下的磁导率　10^{-6} H·m^{-1}

状态	磁场强度范围/kA·m^{-1}			
	$H=4$	$H=8$	$H=16$	$H=40$
固溶	1.582 9	1.581 3	1.581 3	1.578 1
冷轧变形15%	1.581 3	1.581 3	1.579 8	—
冷轧变形35%	1.582 9	1.582 9	1.582 9	—
冷轧变形60%	1.590 8	1.590 8	1.593 9	<1.606 5
热轧和酸洗	1.587 6	1.586 0	1.584 5	—

表13.14-43　Nitronic－40钢零下温度时的磁导率（固溶态）　10^{-6} H·m^{-1}

检验温度/℃	磁场强度范围 $H=40$ kA/m	
	Nitronic－40	AISI340
23	1.578 1	1.578 1
－23	1.578 1	1.579 8
－160	1.582 9	1.586 0

4）力学性能　见表13.14-44～表13.14-46。

表13.14-44　Nitronic－40钢室温下的力学性能（固溶后的方钢）

截面尺寸/cm×cm	试验方向	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	疲劳强度（10^8周期）/MPa
15×15	纵向	683	449	48	70	—
15×15	横向	669	373	52	47	—
10×10	纵向	676	400	55	75	—
6×6	纵向	690	469	48	70	—
—	纵向	690	393	53	75	338.1

表13.14-45　Nitronic－40钢的低温力学性能

试验温度/℃	抗张强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%
23	711	400	50	70
－43	925	600	59	71
－160	1 400	1 035	—	24
－215	1 690	1 310	15	20

表13.14-46　Nitronic－40钢冷拉钢丝绳的力学性能

冷轧变形率/%	热处理消除应力	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	硬度HRC	负载①松弛×%
15	没有	883	745	56	70	—	—
15	537℃×2 h AC	883	704	56	68	21	10.2
15	621℃×2 h AC	863	635	45	67	20	10.0
15	704℃×2 h AC	842	642	60	65	25	6.8
30	没有	1 235	1 120	28	57	40	—
30	537℃×2 h AC	1 235	1 120	28	57	39	9.1
30	621℃×2 h AC	1 145	1 030	28	54	33	6.8
30	704℃×2 h AC	1 095	1 030	40	57	30	7.3

①　负载松弛——在454℃下退火5天，在23℃、28 MPa压力下的挤压应力。

5）耐腐蚀性能为Nitronic－40钢有高的耐腐蚀水平，在各种化学腐蚀介质和在海水腐蚀的环境中，它的耐腐蚀性在304和316不锈钢之间。它在空气中的抗高温氧化性和304钢一样，甚至超过304钢。最大碳质量分数为0.040%的这一级，由于它的碳含量低，能抗晶间腐蚀，在焊接状况下能够安全使

用。在加热的氯化物溶液内，Nitronic-40钢的抗腐蚀裂纹能力和304，304 L不锈钢差不多，固溶后、炉内敏化后以及冷轧的Nitronic-40样品，具有良好的抗腐蚀裂纹能力，它在海水中、大气层中的高温环境中，能够使用3.5年以上。

6）工艺性能　Nitronic-40钢的锻造加热温度为1 200℃，终锻温度为980℃，锻后水冷或空冷。在进行固溶时，温度可以控制在1 065～1 120℃之间，消除应力退火的温度是510℃。钢板的冷却方法，在空气中快速冷却，或用水和油进行冷却。固溶的主要目的是使这种合金获得最大的柔软性和延展性，以消除冷加工的应力。

Nitronic-40容易作任何形式的焊接，焊缝的强度与原金属相等。可采用钨极惰性气体保护电弧焊（TIG）、熔化极气体保护电弧焊（MIG）、药皮焊条电弧焊（SMAW）。采用Nitronic-40 W焊条焊接（焊缝丰满）这种金属，它的抗腐蚀性与原来没有焊接的金属一样。但事实上要达到这样丰满的焊缝是不容易做到的，在选择代用电焊条时，要符合原金属的性能。使用Nitronic-40 W焊条焊接厚度在6.35 mm或更薄一点的金属，在低温下显示出良好的韧性，适于进行低温焊接。在低温下焊接厚度大于6.35 mm的金属时，一般采用镍基焊条，关于308焊条焊接性能的详细资料，由制造者提供。

(6) 无磁不锈钢CROLOY299

CROLOY299是经冷加工后，具有高强度和高硬度的无镍Cr-Mn奥氏体不锈钢，它的磁导率小于1.272 6×10⁻⁶ H/m。该钢种用于油井以及高强度结构的管子，也可以用于要求防硝酸腐蚀的场合和要求高温的场合。

1）化学成分　见表13.14-47。

表13.14-47　CROLOY299钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	N	Fe
0.12～0.25	14.0～15.3	≤0.030	≤0.04	≤1.00	16.5～18.00	1.15～1.75	0.32～0.40	余量

2）物理性能　CROLOY299钢的密度为7.79 g/cm^3；热胀系数（20～100℃）α_l 为 $10\times10^{-6}K^{-1}$；电阻为75 μΩ/cm；弹性模量为 2×10^5 MPa；磁导率为 $<1.272\,6\times10^{-6}$ H/m。

3）力学性能　见表13.14-48～表13.14-50。

表13.14-48　CROLOY299钢的室温力学性能

状态	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	洛氏硬度 HRC
固溶	794	449	61	20
冷加工	1 175	1 105	24	37

表13.14-49　CROLOY299钢的短时高温力学性能（固溶状态）

试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%
21	794	455	61	76
316	621	255	60	77
482	552	262	56	76
648	421	200	28	37
815	283	173	31	40

表13.14-50　CROLOY299钢的冲击吸收功

状态	夏氏冲击值（V形缺口）/J		
	-160℃	-10℃	21℃
固溶	3.3	40.7～48.8	48.8
冷加工	-	2.7～6.2	6.5～15.5

4）耐腐蚀性能　CROLOY299具有良好的耐大气腐蚀性能，但CROLOY299对强酸，例如硝酸和硫酸的抗腐蚀性能较差，特别是对这种已消除应力的合金，在碳化物的沉淀温度范围内（538℃和816℃）就更差。如果CROLOY299钢被用于含有氯化物的环境下，它将会遭受应力腐蚀开裂，就像任何一种300系列奥氏体不锈钢一样。

5）工艺性能　CROLOY299钢的热处理是，固溶温度为1 100℃，然后进行水冷，使它处于最软和抗腐蚀最强状态。因为CROLOY299钢是奥氏体组织，通过热处理不能使它硬化和强化，只能通过冷加工才能达到使它硬化并强化的目的，但如果主要是要求其抗腐蚀性，就不能采用上面的方法。

CROLOY299钢采用电焊条（例如E308-XX或312-XX），便于焊接。CROLOY299钢在冷加工或冷加工与消除应力条件下进行焊接时，将会降低其热影响区域（HAZ）的抗拉强度与屈服强度。由于碳化物沉淀的结果，HAZ区域的抗腐蚀能力也会下降。

(7) 无磁不锈钢ALLEGHENY216

ALLEGHENY216是一种具有奥氏体成分的优质抗腐蚀不锈钢，具有极好的强度性能和低的导磁性，它可应用在航海、航空和整个工业系统中。

1）化学成分　见表13.14-51。

表13.14-51　ALLEGHENY216钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Cr	Mo	N
≤0.08	8.25	19.75	2.50	0.37

2）物理性能　ALLEGHENY216钢的密度为7.87 g/cm^3；线胀系数（退火态），20～100℃时为 8.5×10^{-6}/K，20～982℃时为 11.2×10^{-6}/K；比电阻（在20℃）为69.8 μΩ/cm。

3）磁导率（固溶状态）　见表13.14-52。

表13.14-52　ALLEGHENY216钢的磁导率

变形率/%	磁导率/10^{-6} H·m⁻¹ H=16 kA/m	变形率/%	磁导率/10^{-6} H·m⁻¹ H=16 kA/m
0	1.263 8	50	1.276 4
30	1.267 6	60	1.286 5

4）力学性能　见表13.14-53～表13.14-56。

表13.14-53　ALLEGHENY216钢的室温力学性能（固溶状态）

截面尺寸/cm×cm	方向	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%	布氏硬度 HRB
2.54×7.6	径向	745	428	51	74	91
11.2×11.2	径向	738	400	53	76	91
12.7×12.7	径向	738	421	53	75	92
12.7×12.7	横向	697	393	30	49	92

表13.14-54　ALLEGHENY216钢的高温力学性能（固溶状态）

试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%
204	627	317	44	72
315	599	288	45	71
426	566	283	45	70
537	520	251	43	69
648	460	246	42	70
760	355	228	37	39
871	246	168	60	59

表 13.14-55 ALLEGHENY216 钢的冲击韧度

试验温度/℃	夏氏冲击吸收功（V形缺口，退火后）/J	夏氏冲击吸收功（V形缺口，退火+在678℃下敏化2h）/J
21	15.3	15.4
-37	13.6	12.2
-149	5.8	2.3

表 13.14-56 ALLEGHENY216 钢的疲劳强度性能
（固溶状态试样进行旋转疲劳和悬臂载荷试验）

抗拉强度 σ_b/MPa	794
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	414
疲劳极限强度(10^7 周次)σ_{-1}/MPa	431

5）耐腐蚀性能

216钢在某些情况下比316钢具有良好的耐腐蚀能力，例如：①在含10%Cl^-溶液和Cl^-离子沸腾的醋酸溶液抗点蚀介质中，216钢比316钢具有良好的局部耐化学侵蚀性能；②在具有剧烈氧化，含有65%沸腾硝酸的溶液中，216钢耐蚀速度相当于含有铬镍的304钢和316钢；③与316钢比较，216钢在稀释的硫酸溶液中有较微弱的耐蚀能力；④在沸腾的$MgCl_2$溶液中进行压力腐蚀试验表明，216钢的耐腐蚀性能和316钢相似。216钢在535℃以上的抗氧化能力比铬镍钼钢强，因为氧化速度是受与空气接触和操作条件的影响。

6）工艺性能　ALLEGHENY216钢的开锻温度为1 175～1 235℃，终锻应为980℃，随着锻压温度的下降，材料刚性增强。

216钢不能进行硬化热处理，对216钢进行热处理的目的是：①消除加工硬化，使其再结晶；②溶解沉淀的碳化物，216钢的固溶温度选择在1 065～1 145℃可以得到最大的耐腐蚀性能，同时应特别注意，防止渗碳现象发生。

216钢与其他的奥氏体不锈钢一样，具有良好的焊接性能，它只需普通的焊条和焊丝就能与其它一些不锈钢（300系的奥氏体不锈钢和高镍合金钢）进行焊接。目前利用惰性气体保护电弧气焊和金属弧焊来焊接216钢环和钢板、钢管，焊接前后不需进行防止开裂和恢复延展性的热处理。216钢在焊接性能方面，是其它普通金属不可比拟的。

(8) 无磁不锈钢 USS TENELON

USS TENELON是完全奥氏体不含镍不锈钢，在大气中和弱酸中甚至在60%冷加工的情况下，它具有优良的耐腐蚀能力和保持低碳的特性。在650～815℃同样具有高的抗断裂能力和好的滑动性质，应用范围比较宽。该钢具有低磁性的特性，可以在高强度无磁电缆、许多制造后无热处理要求的高强度性能并要求具有优良的耐腐蚀性能和无磁性能的产品、运输设备等方面应用。

1）化学成分　见表13.14-57。

表 13.14-57 USS TENELON 钢的化学成分（质量分数）
%

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	N
≤0.12	14.0～16.0	≤0.045	≤0.05	0.3～1.0	≤0.75	17～18.5	≤0.35

2）物理性能　USS TENELON钢的密度为7.70 g/cm³；比电阻为78 μΩ/cm；线胀系数见表13.14-58；弹性模量见表13.14-59。

表 13.14-58 USS TENELON 钢的线胀系数

温度/℃	25～371	25～482	25～593	25～704	25～815
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	9.92	10.17	10.72	11.08	11.20

表 13.14-59 USS TENELON 钢的弹性模量（固溶状态）

试验温度/℃	21	205	425	538
弹性模量/10^5 MPa	2	2	1.7	1.6

3）磁导率见表13.14-60。

表 13.14-60 USS TENELON 钢的磁导率　10^{-6} H·m^{-1}

冷加工变形率/%	0	15	30	45	60
磁导率 μ	1.262 5	1.262 5	1.265 0	1.268 8	1.273 9

4）力学性能　见表13.14-61～表13.14-63。

表 13.14-61 USS TENELON 钢的室温力学性能（固溶状态）

产品形式	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%
钢板	724.5	379.5	40

表 13.14-62 USS TENELON 钢的疲劳极限强度
（10^7 循环后）

状态	固溶	30%冷加工	60%冷加工
σ_{-1}/MPa	365.7	593.4	669.3

表 13.14-63 USS TENELON 钢的断裂应力
（固溶状态）

温度/℃	断裂应力/MPa	
	1 000 h	10 000 h
482.2	469	386
537.8	355	275
593.3	257	275
648.9	172	124
704.4	100	68
760.0	61	39
815.6	39	35

5）耐腐蚀性能

USS TENELON钢在实验室的试验表明，在弱酸中其耐腐蚀性相当于301，302和201不锈钢。在农村和工厂使用6年后，结果表明其耐腐蚀性能和AISI304型不锈钢相当；在海上，这种钢和AISI430型不锈钢相当；在化工厂、油田、牛奶厂，至少和430型钢相当。应力腐蚀裂纹可能出现在热的氯化物或腐蚀性的溶液中。

6）工艺性能　USS TENELON钢的热加工工艺是：缓慢加热到1 000℃，均热后升温到1 150～1 250℃保温，然后进行锻造，终锻温度为900℃，锻后空冷。

这种钢的热处理固溶工艺为：加热到1 010～1 100℃并迅速冷却；消除应力退火工艺为：加热到427℃，保温2 h，然后以任意速度进行冷却。

USS TENELON钢用金属电弧焊接技术进行焊接时选用AISI Type308，309，310和312型焊条。焊接低磁件选用Type 301型焊条。USS TENELON之间的焊接选用Type 308型焊条。USS TENELON钢与非合金钢或低合金钢之间的焊接选用Type 309型焊条。当Type 312焊条焊合效率为100%时，可获得308，309，310焊条90%的焊接效率。USS TENELON钢可以进行电阻焊接。点焊在1.2 mm（0.048吋）薄板上，此板抗张强度比Type 301型不锈钢大。快速的阻抗焊接，在接合部

位，可能有大的变形，但不会失效。当实行这个技术时产生的一些接合方法是最合理的焊接。对USS TENELON钢进行电阻焊比对18－8钢进行电阻焊焊接压力要大一些、时间要长一些。

2.2.2 无磁不锈耐蚀合金

上面介绍的无磁不锈钢的强化手段主要是通过冷变形来获得，对不能采用冷变形的手段来进行强化的零件则无能为力。对于不能通过冷变形而获得高强度、高硬度的无磁不锈零件，可以通过弥散强化的时效热处理工艺来得到。随着科学技术的不断进步，在许多重要的领域，例如核工业、化工工业、石油工业、航天航空领域的许多零件，一些特殊领域，例如高温高压水、硝酸、硫酸等使用的无磁、不锈耐磨材料及耐蚀轴承合金等，各国都进行了大量的研究。我国目前已研制出新型无磁、耐蚀不锈镍基合金。其硬度较高，磁导率在 1.323×10^{-6} H/m 以下。

该合金属于高镍、铬合金，是具有耐高温、无磁和耐腐蚀的合金材料。该材料还具有高强度、高硬度、良好的抗磨损性能和高的接触疲劳寿命。主要用于制造耐酸、耐碱、无磁性、超低温及抗中子辐照等轴承内外套圈。该合金是为了满足电子技术的急需，为制造系列高温、高真空、抗磁、无油润滑轴承而研制的一种特殊的轴承材料。该合金除制造特种用途的轴承外，还用于制造无磁、耐腐蚀结构件以及无磁模具等。

（1）物理性能（表13.14-64和表13.14-65）

表13.14-64 无磁不锈耐蚀合金的线胀系数 $10^{-6}K^{-1}$

热处理工艺 \ 温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600
1 200℃×40′水冷	13.1	13.3	13.7	14.1	13.6	—
1 200℃×40′水冷+600℃×5 h	11.9	12.6	12.6	12.8	13.0	13.3

表13.14-65 无磁不锈耐蚀合金的真空放气结果

封存和保存期	真空度/Pa
封存时	133.322×10^{-6}（升温烘烤 8 h）
保存7天	999.915×10^{-7}
保存276天	799.932×10^{-7}

（2）密度及磁性参数（表13.14-66）

表13.14-66 无磁不锈耐蚀合金的密度及磁性参数

热处理工艺 \ 项目	密度 /g·cm^{-3}	磁导率 μ /10^{-6} H·m^{-1}	磁化率
1 200℃×60′水冷	—	1.260 5	—
1 200℃×60′水冷+600℃×5 h	8.07	1.260 5	3.06×10^{-4}

（3）力学性能（表13.14-67和表13.14-68）

表13.14-67 无磁不锈耐蚀合金的常温力学性能

热处理工艺	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
1 200℃水冷	1 009.4～1 038.8	31～35	47.5～50	—
1 200℃水冷+600℃×5 h	1 832.6～2 009	—	—	3.92

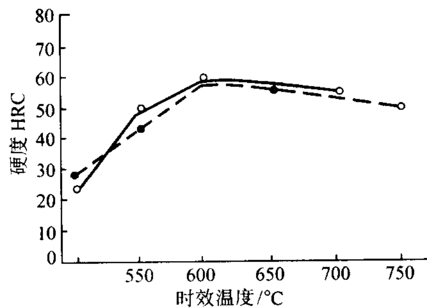
表13.14-68 无磁不锈耐蚀合金的抗弯性能

合金	硬度 HRC	σ_{bb}/MPa	挠度/mm
无磁不锈耐蚀合金	58.0	4 115～4 255	2.7
	59.0	4 165～4 285	2.5
GCr15	58.5～59.0	3 135～3 235	—
	62	2 460	2.8

（4）热处理工艺（表13.14-69和图13.14-3、图13.14-4）

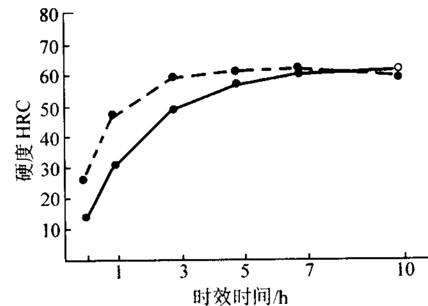
表13.14-69 无磁不锈耐蚀合金的固溶温度和晶粒度与硬度的关系

固溶温度/℃	1 150	1 200	1 240
晶粒度级别	9～10	7～9	5～6
硬度 HRC	29.0～31.7	25.9～27.1	13.0～14.2



(a) 时效温度与硬度的关系（时效时间5h）

●1240℃固溶；○1200℃ 固溶



(b) 时效时间与硬度的关系（时效温度600℃）

●1240℃固溶；○1200℃ 固溶

图13.14-3 时效温度和时间与硬度的关系

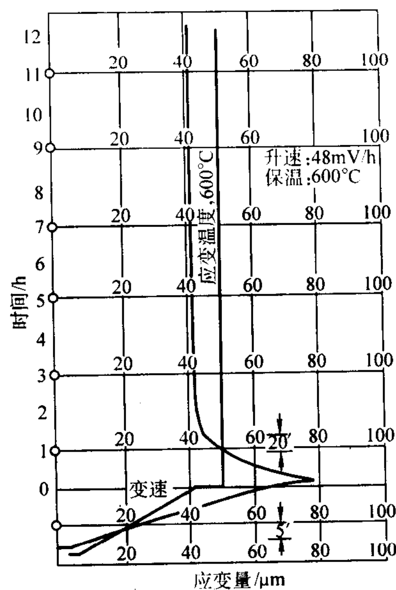


图 13.14-4 合金时效时的恒膨胀曲线

(5) 合金的耐腐蚀性能（图 13.4-5）

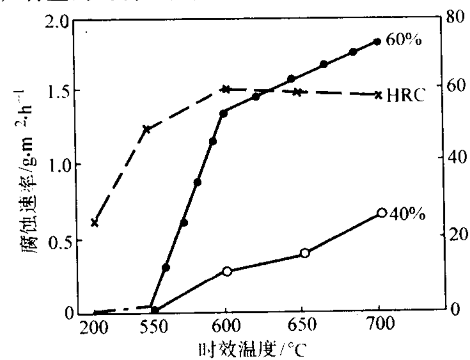


图 13.14-5 时效温度对耐蚀性能的影响

● 60% HNO_3 介质；

○ 40% HNO_3 介质，温度 65～70℃，腐蚀时间 200 h

编写：魏果能（钢铁研究总院）

第 15 章 钎　　钢

钎钢（rock drill steel）是制作钎具（rock drill tools）的钢材，分实心与中空两种。中空钎钢（hollow drill steel）俗称中空钢，其形状有多种，如图 13.15-1 所示，最常用者为圆形与正六角形两种。规格品种有六角形的 B19、B22、B25、B28。B32、B35、B38 和圆形的 D32、D38、D45、D51。

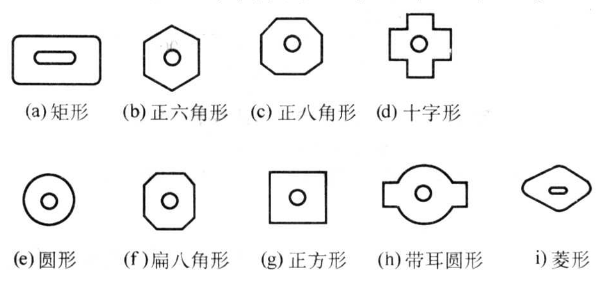


图 13.15-1　各种截面形状的中空钢

回转冲击式凿岩所使用的钎具包括 4 大件，即钎杆（rod）、钎头（bit）、联接套筒（coupling）与钎尾（shank adaptor），如图 13.15-2 所示。



图 13.15-2　钎具

钎钢钢种有两大类，即非合金钢与合金钢，后者现占主导地位。

钎钢中用量最大者为中空钎钢，其生产工艺方法很多，如图 13.15-3 所示。至今，国外以“钻孔”法为主，国内则以“合金铸管”和“热穿－热轧”法为主。

钎钢质量的好坏，除外形规整、尺寸公差达标外，主要是看用其制作钎具在实际凿岩中的使用寿命，即钎具在破断

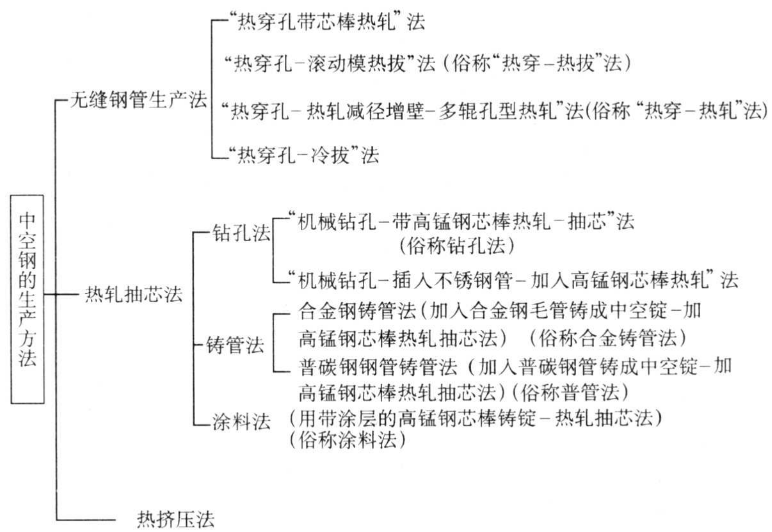


图 13.15-3　中空钢的各种生产工艺方法

失效前的累计凿岩进长度来衡量。影响钎钢钎具质量的因素很多，但以钎钢钢种、冶轧工艺、完善的制钎工艺（包括机加工、热处理、表面强化及防腐蚀处理等）、钎具的正确操作使用等最为重要。

钎杆是细长杆件，主要在剧烈磨损和矿水腐蚀条件下，承受高频率（2 000～3 000 次/min）、高冲击功（294 J 左右）凿岩机施加的拉、压、弯、扭等循环应力作用下疲劳破坏，工作条件最为苛刻恶劣，所以钎钢是使用寿命最短的金属工具材料之一，它必须具备足够高的疲劳强度，适当的塑性和韧性，尤其是良好的循环韧性，以及一定的耐大气和耐矿水腐蚀的能力。

各类钎具的用钢要求也不相同。

1　整体钎杆、锥形钎杆用钢

这类钎杆对钢种的主要要求是：

1）高的疲劳强度和良好的韧性配合。

2）低的缺口敏感性和低的疲劳裂纹扩展速率。

3）在控轧控冷或正火状态下能获得 40HRC 左右的硬

度，以保证钎杆的弹性，淬回火后达到50~54HRC的硬度，以保证钎尾端在凿岩机活塞冲击下，不产生堆顶或炸顶。

4）加热时脱碳倾向小。

国内外现在采用的这类钎钢的钢种有55SiMnMo、95CrMo、95Cr、55Si2Mn、38CrNi3Mo、38CrSiV、40SiMnCrNiMoA（Z708）、24~27SiMnNi2CrMoA（FF710）等。

1.1 55SiMnMo

55SiMnMo钢是我国研制成功的用于浅孔凿岩的小钎杆专用钢种，系贝氏体钢，由55Si2MoV钢改进而来。用硅锰合金化，弹性极限及疲劳极限均较高。钼的加入对钢由奥氏体分解为珠光体的转变有强烈的抑制作用，有利于贝氏体的形成。与此同时，钼能降低含硅钢的过热敏感性和石墨化倾向。在热轧空冷情况下得到粒状或板条状贝氏体为主和富碳的残留奥氏体组织。经我国学者研究表明：55SiMnMo钢富碳残留奥氏体无论是条状或块状，对疲劳裂纹的扩展都有良好的抑制作用。

1.1.1 化学成分（表13.15-1）

表13.15-1 55SiMnMo钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Mo	Cu	S	P
0.50~0.60	1.10~1.40	0.60~0.90	0.40~0.55	≤0.25	≤0.030	≤0.030

1.1.2 物理常数（表13.15-2）

表13.15-2 55SiMnMo钢的临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
760	785	680	735	275	室温以下

试验用钢的化学成分（质量分数）（%）：C 0.58，Si 1.30，Mn 0.71，Mo 0.50。

1.1.3 力学性能

（1）室温力学性能（表13.15-3）

表13.15-3 55SiMnMo钢的室温力学性能

处理条件	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%
热轧	1 235	634	17.5	20
870℃×20′正火	1 040	522	17.5	50
870℃油淬、450℃回火	1 510	1 450	14	34.5

（2）冲击韧度和缺口敏感度（表13.15-4）

表13.15-4 55SiMnMo钢的冲击韧度和缺口敏感度

热处理制度	梅氏 a_K /J·cm^{-2}	夏氏 a_K /J·cm^{-2}	夏氏 a_K / 梅氏 a_K
860℃退火 870℃正火	37	21	0.57

（3）断裂韧度

试样经830℃×30′正火+200℃×2 h回火后的断裂韧度为50、44、45 MPa·m$^{1/2}$。

1.1.4 工艺性能

（1）热加工工艺参数（表13.15-5）

表13.15-5 55SiMnMo钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 050~1 150	1 000~1 100	≥850	空冷或风冷

（2）热处理工艺参数（表13.15-6）

（3）等温转变曲线（图13.15-4）

表13.15-6 55SiMnMo钢热处理工艺参数

项目	正火	高温回火或软化退化	淬火	回火
加热温度/℃	840~880	680	860~880	320~340
冷却	空冷或风冷	空冷	油	油或水
硬度 HRC	30~40	25以下	≥55	50~54

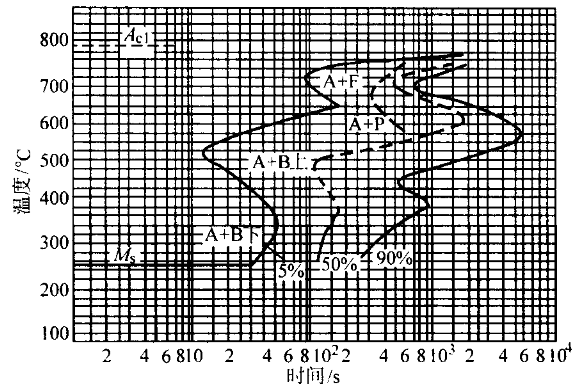


图13.15-4 55SiMnMo钢的等温转变曲线

试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.58，Si1.30，Mn0.71，Mo0.50。采用磁性法初测，金相法校核。

（4）淬透性曲线（图13.15-5）

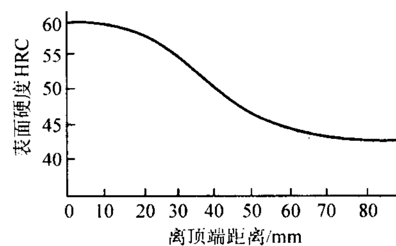


图13.15-5 55SiMnMo钢的端淬曲线

1.1.5 规格品种

55SiMnMo钢规格品种有B19、B22、B25、B28六角中空钢和菱形中空钢。

1.2 95CrMo

95CrMo钢由轴承钢加入质量分数为0.2%~0.4%的Mo发展而来，在热轧状态下具有较高的疲劳强度和耐磨性，显微组织为索氏体+托氏体，其最大优点是在热轧或正火状态下能获得34~42HRC的稳定硬度值，缺点是锻造性能较差，加热温度范围窄，缺口敏感性大，易产生过热、过烧现象，故工艺要求严格。

1.2.1 化学成分（表13.15-7）

表13.15-7 95CrMo钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0.90~1.05	0.25~0.45	0.20~0.45	0.80~1.20	0.15~0.30	—	≤0.035	≤0.035

1.2.2 物理常数（表13.15-8）

表13.15-8 95CrMo钢临界点温度 ℃

A_{cm}	A_{c1}	A_{r1}	M_s
850	755	720	190

注：用钢成分（质量分数）（%）：C 0.89，Si 0.49，Mn 0.30，Cr 1.53，Mo 0.33。奥氏体化：900℃。

1.2.3 力学性能

（1）室温力学性能（表 13.15-9）

表 13.15-9　95CrMo 钢室温力学性能

状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_{-1} /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HRC
热轧状态①	1 320		350	9	25.5	59	36～48
热轧状态②	1 300	850					34～42

① 用钢化学成分（质量分数）（%）：C0.95，Si0.24，Mn0.24，Cr1.24，Mo0.27。

② 用钢化学成分（质量分数）（%）：C0.97，Si0.24，Mn0.27，Cr1.0，Mo0.22。

（2）回火硬度曲线

850℃油淬后不同温度回火 30 min（图 13.15-6）。

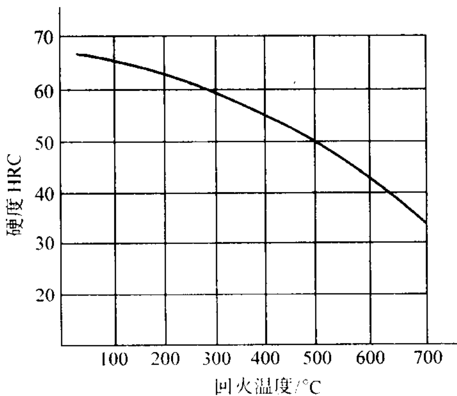


图 13.15-6　95CrMo 钢回火硬度曲线

1.2.4 工艺性能

（1）热加工工艺参数（表 13.15-10）

表 13.15-10　95CrMo 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
<1 100℃	≥1 040	≥850	空冷或保温冷却

（2）热处理工艺参数（表 13.15-11）

表 13.15-11　95CrMo 钢热处理工艺参数

项目	正火	退火 1	退火 2	完全退火	淬火 1	淬火 2	回火	热轧
温度/℃	900～1 000	705～735	785～815	770～790	800～830	860～880	480～520	
冷却	空冷	空冷	随炉冷或保温冷却	随炉冷至 715℃保温 1 h 后空冷	热油淬火	压缩空气淬火	空冷	空冷
硬度 HRC		31	18	18	65	65	49～52	34～42

注：感应加热可适当提高 50～100℃。

（3）等温转变曲线（图 13.15-7）

1.2.5 交货状态

95CrMo 钢交货为热轧状态 34～42HRC，允许脱碳层深度：外表面≤0.2 mm，内表面≤0.1 mm。

1.2.6 规格品种

95CrMo 钢规格的品种有 B19、B22、B25、B28 及菱形中空钎钢或实芯钎钢，D40～55 mm 用做钎头壳体钢。

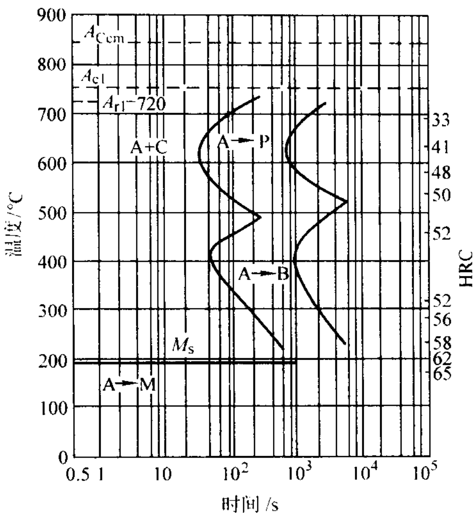


图 13.15-7　95CrMo 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C0.89，Si0.49，Mn0.30，Cr1.53，Mo0.33；奥氏体化：840℃。

1.3 95Cr

95Cr 钢是从轴承钢直接移植过来，工艺性能与 95CrMo 钢差不多，但淬透性比 95CrMo 钢差，热轧或正火状态下的硬度较低。

1.3.1 化学成分（表 13.15-12）

表 13.15-12　95Cr 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	P	S
0.85～1.10	0.15～0.35	≤0.50	0.80～1.50	≤0.030	≤0.030

1.3.2 物理常数

（1）临界点（近似值）（表 13.15-13）

表 13.15-13　95Cr 钢临界点温度　℃

A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	M_s
730	887	690	205

（2）密度

95Cr 钢密度为 7.79 g/cm³。

（3）比热容（表 13.15-14）

表 13.15-14　95Cr 钢比热容

温度/℃	45	525	981
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	510.79	953.62	728.50

（4）弹性模量

95Cr 钢弹性模量（20℃）为 206～216 GPa。

（5）线胀系数 α_l（表 13.15-15）

表 13.15-15　95Cr 钢线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～400	20～600
α_l/10^{-6}K^{-1}	13	13.9	15	15.3

（6）热导率 λ（表 13.15-16）

表 13.15-16　95Cr 钢热导率

温度/℃	不同状态的钢 20℃时	
	900℃退火	1 000℃淬火
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	40.39	33.52

1.3.3 力学性能

（1）室温力学性能（表 13.15-17）

表 13.15-17 95Cr 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K	硬度
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
退火	615		24.8			190HB
退火	715	410	21	46	44	170HB
900℃正火	1 185 ~ 1 200				7.8	39HRC
830℃淬火，160℃×2 h回火					6	61 ~ 65HRC
840℃淬火，350℃回火						52HRC

(2) 淬火温度、回火温度与硬度和冲击韧度的关系（图 13.15-8 和图 13.15-9）

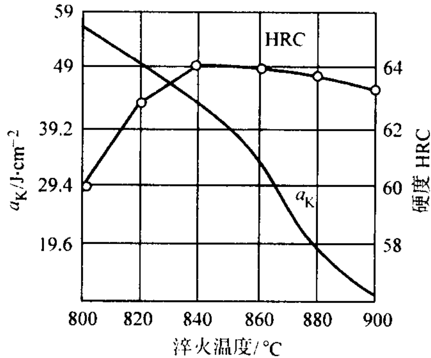


图 13.15-8 95Cr 钢硬度和冲击韧度与淬火温度的关系
用钢成分（质量分数）(%)：C1.09，Si0.29，Mn0.35，Cr1.21，S0.011，P0.012

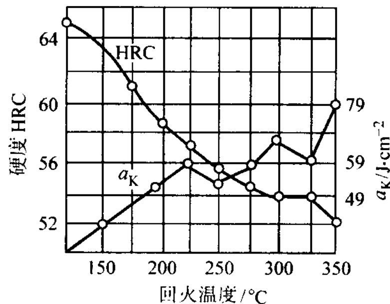


图 13.15-9 95Cr 钢硬度和冲击韧度与回火温度的关系
（用钢成分与图 13.15-8 相同）

(3) 疲劳极限（表 13.15-18）

表 13.15-18 95Cr 钢疲劳极限

热处理制度	HRC	σ_{-1}/MPa	循环次数
805℃油冷，160℃×2 h回火油冷	62 ~ 63.5	705	10^7

1.3.4 工艺性能

(1) 热加工工艺参数（表 13.15-19）

表 13.15-19 95Cr 钢热加工工艺参数

锭或坯	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 150 ~ 1 200	1 100 ~ 1 150	> 850	$\phi \leq 55$ mm 空冷 $\phi > 55$ mm 堆冷 $\phi > 100$ mm 坑冷或砂冷
钢坯	1 050 ~ 1 100	1 020 ~ 1 080	800 ~ 850	

(2) 切削加工

当硬度为 183 ~ 229HB 时，相对切削性能为 30%。

(3) 热处理工艺参数（表 13.15-20）

(4) 等温转变曲线（图 13.15-10）

表 13.15-20 95Cr 钢热处理工艺参数

工艺	普通退火	等温退火	淬火	回火
加热温度/℃	790 ~ 810，2 ~ 6 h	790 ~ 810，2 ~ 6 h	815 ~ 830	350 ~ 380
冷却方式	以 10 ~ 30℃/h 冷至 650℃出炉空冷	炉冷至 710 ~ 720℃，保温 1 ~ 2 h 出炉空冷	油冷	空冷
硬度	179 ~ 207HB	207 ~ 229HB	≥63HRC	49 ~ 52HRC

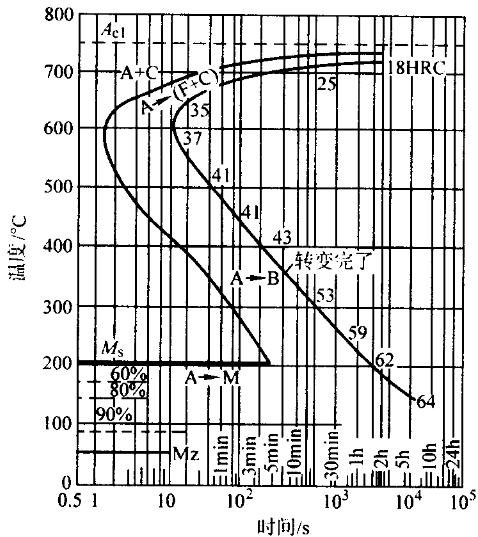


图 13.15-10 95Cr 钢等温转变曲线
用钢成分（质量分数）(%)：C0.89，Si0.49，Mn0.30，Cr1.53，Mo0.33

1.3.5 交货状态

95Cr 钢热轧状态交货。

1.3.6 规格品种

95Cr 钢规格品种有 B19、B22、B25、B28 中空钎钢或菱形钎钢。

1.4 55Si2Mn

55Si2Mn 钢的强度高，弹性极限及 σ_s/σ_b 比值均高，热处理后韧性较好，但由于硅含量较高，轧制较困难，表面易出现疵病，有深度脱碳倾向。

前苏联曾大量采用此钢种作为小钎杆用钢，例如 B19、B22 和 B25。

1.4.1 化学成分（GB/T 1222—1984）（表 13.15-21）

表 13.15-21 55Si2Mn 钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	S
0.52 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35	≤0.35	≤0.25	≤0.035	≤0.035

1.4.2 物理性能（表 13.15-22）

表 13.15-22 55Si2Mn 钢物理性能

临界温度/℃（近似值）		弹性模量 E /GPa	切变弹性模量 G /GPa
A_{c1}	A_{c3}	196	78.3
775	840		

1.4.3 热加工工艺参数（表13.15-23）

表13.15-23 55Si2Mn钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 100～1 150	1 050～1 100	850～900	堆冷

1.4.4 热处理工艺参数（表13.15-24，图13.15-11和图13.15-12）

表13.15-24 55Si2Mn钢热处理工艺参数

项目	高温回火	正火	淬火	回火
加热温度/℃	640～680	850～880	850～880	400～520
冷却方式	空冷	空冷	油或水	空冷

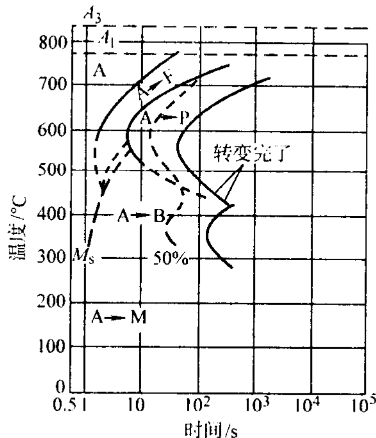


图13.15-11 55Si2Mn钢的等温转变曲线试验用钢
主要成分（质量分数）（%）：C 0.55，Si1.68，Mn0.61；
奥氏体化温度925℃

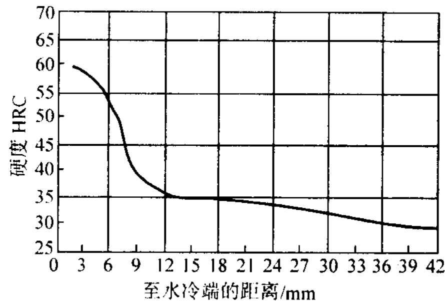


图13.15-12 55Si2Mn钢的淬透性曲线

1.4.5 力学性能（表13.15-25～表13.15-27和图13.15-13，图13.15-14）

表13.15-25 55Si2Mn钢力学性能规定最低值
（摘自GB/T 1222—1984）

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%
870℃油淬，480℃回火	1 175	1 275	6	30

注：热轧材硬度不大于302HB。

表13.15-26 55Si2Mn钢实测室温抗拉强度

热处理制度	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%
870℃油淬，480℃回火	1 220～1 380	1 350～1 530	7.0～9.5	33.5～41.0
880℃油淬，400℃回火①		1 665	8.8②	40.3
880℃油淬，600℃回火①	846	1 000	15.8②	51.3

① 热处理毛坯直径，6 mm。
② δ_5值。

表13.15-27 55Si2Mn钢疲劳极限

试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_{-1}/MPa	τ_{-1}/MPa
870～900℃油淬 400～450℃回火，空冷	1 275	930	490	295

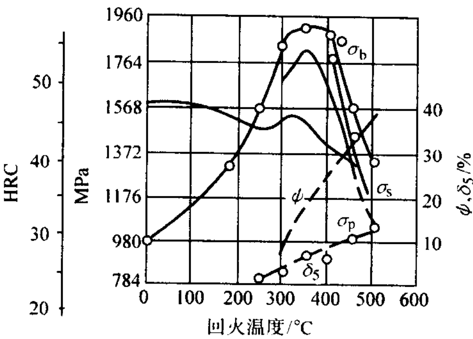


图13.15-13 55Si2Mn钢不同温度回火后的力学性能
用钢成分（质量分数）（%）：C0.56，Si1.79，Mn0.82；870℃油淬

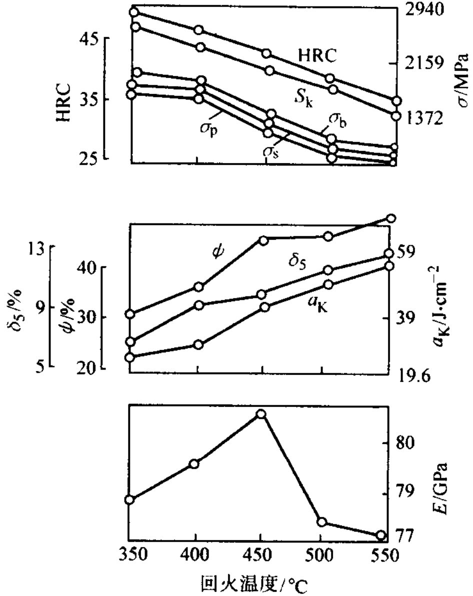


图13.15-14 55Si2Mn钢回火温度对力学性能的影响

1.5 38CrNi3Mo

38CrNi3Mo钢是日本用于小钎杆和高频淬火的螺纹联接钎杆的钢种。由于含镍量较高，有很好的韧塑性，为了保证小钎杆的杆体硬度为400HB和钎尾端硬度为50HRC，故将碳质量分数提高到0.33%～0.43%，该钢具有很高的空淬性，有白点敏感性和回火脆性倾向。

1.5.1 化学成分（表13.15-28）

表13.12-28 38CrNi3Mo钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.33～0.43	0.15～0.35	0.30～1.00	0.30～0.70	2.50～3.50	0.15～0.40	≤0.030	≤0.030

1.5.2 物理常数

（1）临界点（近似值）（表13.15-29）

表13.15-29 38CrNi3Mo钢临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	T_A
705	750	290	880

(2) 密度

38CrNi3Mo 钢密度为 7.768 g/cm³。

(3) 比热容(表 13.15-30)

表 13.15-30 38CrNi3Mo 钢比热容

温度/℃	34	204	512
c/J·kg^{-1}·K^{-1}	464.65	544.28	640.58

(4) 弹性模量

38CrNi3Mo 钢的弹性模量 E = 208 GPa,切变弹性模量 G = 81 GPa。

(5) 线胀系数 α_l(表 13.15-31)

表 13.15-31 38CrNi3Mo 钢的线胀系数

温度/℃	25~100	25~200	25~400	25~600
α_l/10^{-6}K^{-1}	11.6	13.2	13.4	13.5

(6) 热导率 λ(表 13.15-32)

表 13.15-32 38CrNi3Mo 钢的热导率

温度/℃	200	300	400	600
λ/W·m^{-1}·K^{-1}	37.7	36	34.8	32.7

1.5.3 力学性能(表 13.15-33,表 13.15-34 和图 13.15-15,图 13.15-16)

表 13.15-33 38CrNi3Mo 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	σ_5	ψ	a_K
		MPa		%		/J·cm^{-2}
25	820~840℃60 min 油淬,500~530℃回火水冷	1 080	990	16	67.3	150.9
	840℃油淬,600℃ 30 min 回火油冷	896.5	813.5	20	68	147
	840℃油淬,600℃ 120 min 回火油冷	882	784	22.5	66	152
	840℃油淬,650℃ 30 min 回火油冷	843	686	22.5	65	196
	840℃油淬,650℃ 120 min 回火油冷	823	705.5	23	65	176.5

注:用钢化学成分(质量分数)(%):C0.32,Si0.27,Mn0.40,Cr0.85,Ni2.95。

表 13.15-34 38CrNi3Mo 钢疲劳极限

σ_b/MPa	1 303	1 048.5	931	833
σ_{-1}/MPa	500	480	411.5	372.5

注:用钢成分(质量分数)(%):C0.35,Cr0.70,Ni3.57。

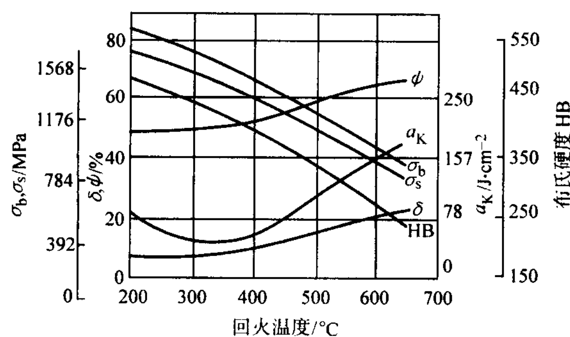


图 13.15-15 38CrNi3Mo 钢不同温度回火后的力学性能

(用钢成分在标准范围之内;820℃油淬,回火油冷)

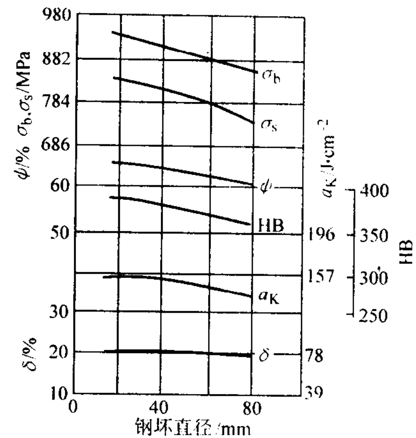


图 13.15-16 38CrNi3Mo 钢不同尺寸钢坯热处理后的力学性能

用钢成分(质量分数)(%):C0.33,Si0.31,Mn0.52,Cr0.7,Ni2.87,P0.027,S0.020;820℃油淬,580~600℃回火空冷

1.5.4 工艺性能

(1) 热加工工艺参数(表 13.15-35)

表 13.15-35 38CrNi3Mo 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 150	1 100	>850	缓冷

(2) 热处理工艺参数(表 13.15-36)

表 13.15-36 38CrNi3Mo 钢热处理工艺参数

项目	退火	软化退火	回火	淬火	回火	感应加热淬火后回火
温度/℃	810~830	680~700	840~860	820~840	500~650	180~200
冷却	缓冷	空冷	空气	油或淬火液	水或油	空气
硬度 HB	≤279	≤279		≥56HRC	按需要	表面≥56HRC 心部≤300

(3) 等温转变曲线(表 13.15-37 和图 13.15-17)

表 13.15-37 38CrNi3Mo 钢化学成分(质量分数)%

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_{c1}	A_{c3}	M_s	T_A
0.36	0.27	0.91	2.80	0.24	705	750	290	880

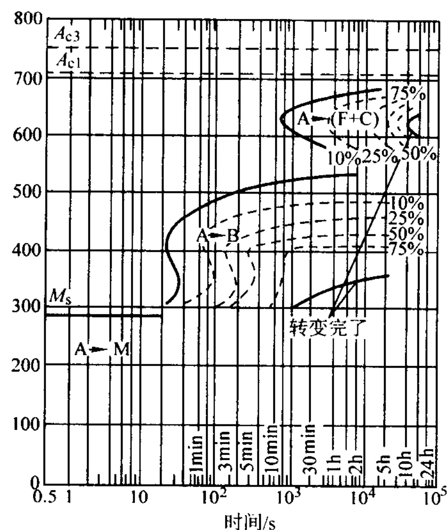


图 13.15-17 38CrNi3Mo 钢等温转变曲线

1.5.5 交货状态

38CrNi3Mo钢热轧状态交货。28~45HRC。

1.5.6 规格品种

38CrNi3Mo钢规格品种有B28、B32、B35、B38和D32、D38、D45、D51。

1.6 38CrSiV

德国和奥地利用此钢做小钎杆。此钢含较多的铬和硅，并加有质量分数为0.1%的钒，所以淬透性比40Cr钢好，回火稳定性好，强度和耐磨性较高，低温冲击韧性也较高，但存在一定的回火脆性。

1.6.1 化学成分（表13.15-38）

表13.15-38 38CrSiV钢化学成分（质量分数）%

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0.38	1.50	0.40	1.50	—	0.1	≤0.025	≤0.025

1.6.2 物理常数

（1）临界点（近似值）（表13.15-39）

表13.15-39 38CrSiV钢临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	T_A
760	815	325	920

注：用钢成分（质量分数）（%）：C0.40，Si1.52，Mn0.42，Cr1.24，V0.12。

（2）密度

38CrSiV钢的密度为7.74 g/cm³。

（3）线胀系数（表13.15-40）

表13.15-40 38CrSiV钢线胀系数

温度/℃	20~100	20~200	20~400	20~600
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	11.7	12.7	14	14.8

（4）热导率（表13.15-41）

表13.15-41 38CrSiV钢热导率

温度/℃	200	300	400	600
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$	36.87	35.61	34.77	33.52

1.6.3 力学性能（表13.15-42，表13.15-43和图13.15-18，图13.15-19）

表13.15-42 38CrSiV钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K/J·cm⁻²	备注
		MPa		%			
25	900℃油淬，600℃回火，水或油冷	≥980	≥833	≥12	≥50	≥69	
	900℃油淬，630℃回火油冷	980~1176/1070	862~1058/932	12~21.4/16.3	49~63/56.4	69~132/95	①50炉钢
30	860℃ 65 min油淬，410℃ 240 min回火水冷	1515	1410	11.2	37.6	36	

① 分子为数据范围，分母为平均值。

表13.15-43 38CrSiV钢低温冲击韧度

热处理制度	下列温度（℃）时的 a_K/J·cm⁻²				
	0	-20	-40	-60	-80
910℃ 60 min油淬 450℃回火120 min水冷	60	50	48	46	48

注：有结晶闪点。

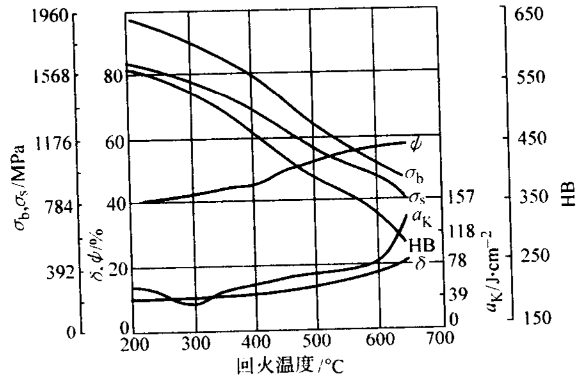


图13.15-18 38CrSiV钢不同温度回火后的力学性能

（用钢成分在标准规定范围内；900℃油淬，500℃以上回火水冷；回火保温120 min）

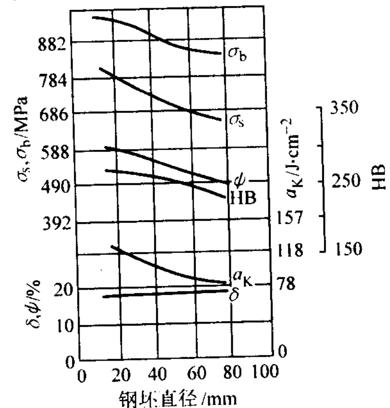


图13.15-19 38CrSiV钢不同截面钢坯热处理后的力学性能

用钢成分（质量分数）（%）：C0.40，Si1.13，Mn0.50，Cr1.47，Ni0.28，P0.027，S0.018；900℃油淬，640℃回火水冷

1.6.4 工艺性能（表13.15-44～表13.15-46和图13.15-20，图13.15-21）

表13.15-44 38CrSiV钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180~1 220	1 150~1 180	850	≥φ75 mm缓冷

表13.15-45 38CrSiV钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
温度/℃	860~880	900	660~690	880~920	250~680
冷却	缓冷或炉冷	空气	油冷	油或水冷	空气、油或水按需要
硬度HB	≤255	≤350	≤255		

表13.15-46 38CrSiV钢晶粒长大倾向

加热温度/℃	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250	1 280
晶粒度级别	4~5	3~4	3	2~3	2	2

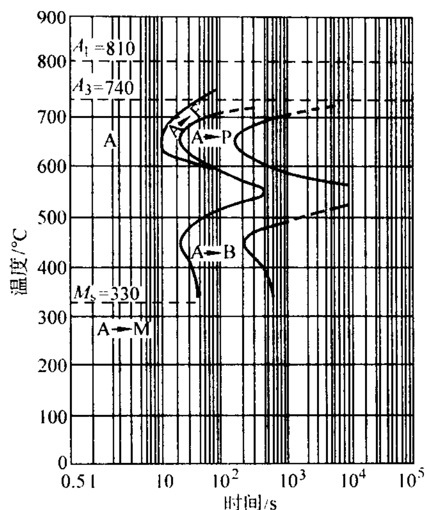


图 13.15-20 38CrSiV 钢等温转变曲线
用钢成分（质量分数）（%）：C0.36，Si1.19，Mn0.45，Cr1.65；奥氏体化温度 880℃

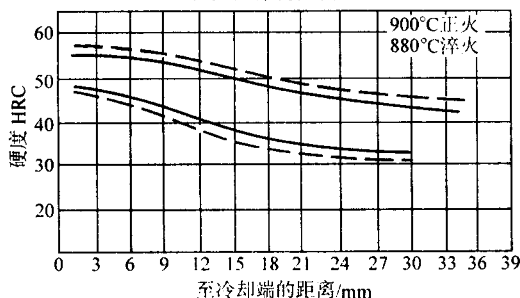


图 13.15-21 38CrSiV 钢淬透性带
（用钢成分在标准规定范围内；可按虚线或实线两种要求供货）

1.7 40SiMnCrNiMoA（Z708）

40SiMnCrNiMoA 钢是一种高强度硅钢，在热轧状态下具有很好的韧性和抗冲击能力。它具有马氏体或贝氏体组织，热轧条件下，平均硬度值为 44～45HRC。在 20 世纪 60 年代以前，大部分普通整体钎杆一直采用滚珠轴承钢（即 95CrMoA 钢）。由于凿岩机械的快速发展，要求钎钢有更大的应变能力，95CrMoA 钢疲劳强度低，不能完全保证钎杆所希望的使用寿命。因此，在 20 世纪 60 年代后期，40SiMnCrNiMoA 钢在生产整体钎杆或锥体连接钎杆用钢中占有很大比例。

40SiMnCrNiMoA 中空钢的应用范围是：它适用于制造硬质合金整体钎杆、扩孔钎头导杆。B28 以下锥体连接钎杆或螺纹连接钎杆。瑞典称此钢种为 Z708。

1.7.1 化学成分（表 13.15-47）

表 13.15-47 Z708 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
0.37～0.43	1.30～1.60	0.60～1.00	0.60～0.90	0.40～0.70	0.20～0.40	≤0.20	≤0.025	≤0.020

1.7.2 物理常数（表 13.15-48）

表 13.15-48 Z708 钢临界点（近似值） ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
755	820	690	755	355	140

1.7.3 力学性能

（1）室温力学性能（表 13.15-49 和图 13.15-22～图 13.15-24）

表 13.15-49 Z708 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_s	ψ	a_{KV}/
	MPa		%		J·cm⁻²
860℃×1 h 油淬，100℃×1 h 回火空冷	2 085	1 545	10	37	27
860℃×1 h 油淬，200℃×1 h 回火空冷	1 875	1 520	13	50	38
860℃×1 h 油淬，300℃×1 h 回火空冷	1 825	1 580	11	51	34
860℃×1 h 油淬，400℃×1 h 回火空冷	1 665	1 460	13	53	25
860℃×1 h 油淬，500℃×1 h 回火空冷	1 415	1 275	12	50	24
860℃×1 h 油淬，600℃×1 h 回火空冷	1 185	1 055	16	54	67
860℃×1 h 油淬，700℃×1 h 回火空冷	930	775	23	61	116

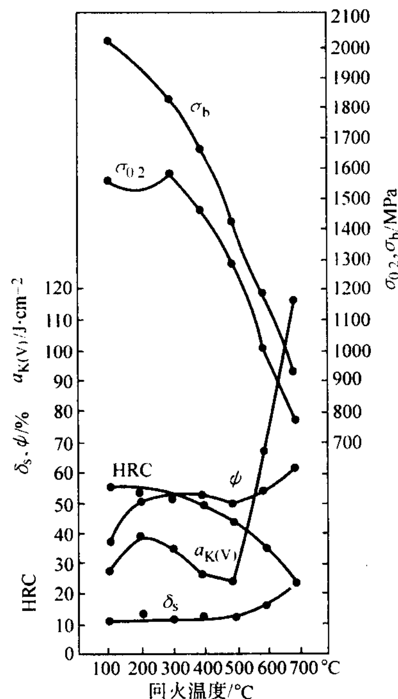


图 13.15-22 40SiMnCrNiMoA 钢在不同回火温度下的力学性能

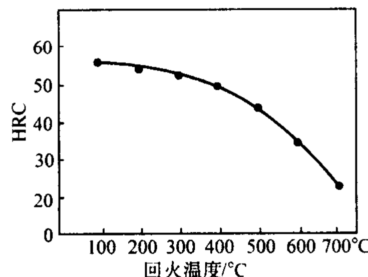


图 13.15-23 40SiMnCrNiMoA 钢在不同温度下的回火硬度值

（2）弯曲疲劳强度（图 13.15-25）

（3）断裂韧性 K_{ISCC}

试样经 880℃×30′正火 + 200℃×2 h 回火后的断裂韧度为 83、82 和 73 MPa·m$^{1/2}$。

（4）缺口拉伸力学性能

Z708 钢缺口抗拉强度（MPa）为：

σ_b（缺口） 1 110、 1 170、 1 350

σ_b（缺口）/σ_b = 1.34

试样取自热锻后的空冷坯。

试样经正火 + 低温回火，湿式疲劳试验往试样上滴自来

水，860 ml/min。

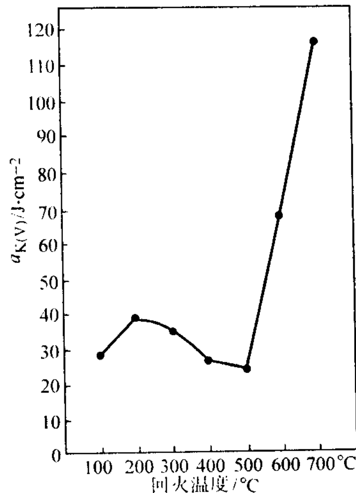


图 13.15-24 40SiMnCrNiMoA 钢回火脆性曲线

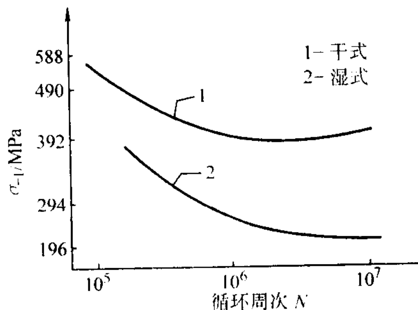


图 13.15-25 40SiMnCrNiMoA 弯曲疲劳强度曲线

1.7.4 工艺性能（表 13.15-50，表 13.15-51 和图 13.15-26，图 13.15-27）

表 13.15-50 40SiMnCrNiMoA 钢的热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150 ~ 1 200	1 100 ~ 1 050	≥850	缓冷

表 13.15-51 40SiMnCrNiMoA 钢的热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	700 ~ 750	880 ~ 900	660 ~ 680	860 ~ 880	200
冷却方法	炉冷	空	空	油	空
硬度 HB	≤260		≤260		

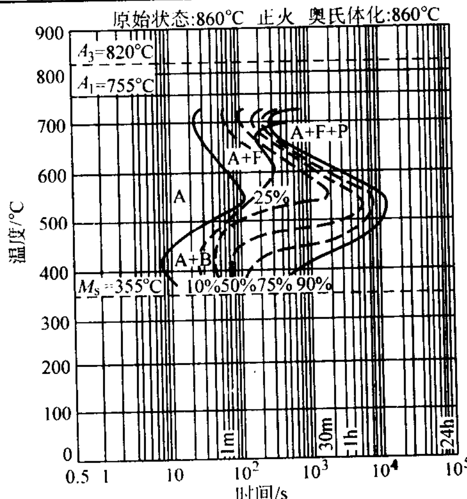


图 13.15-26 40SiMnCrNiMoA 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）(%)：C0.41，Si1.47，Mn0.43，Cr0.74，Ni0.49，Mo0.25

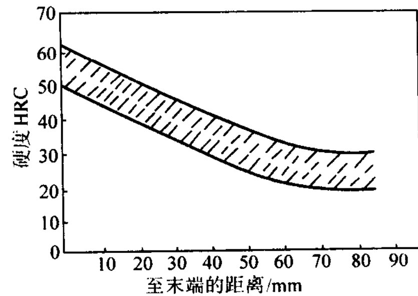


图 13.15-27 40SiMnCrNiMoA 钢淬透性曲线

（用钢成分同图 13.15-26）

1.7.5 交货状态

40SiMnCrNiMoA 钢退火或高温回火后的硬度≤269HB 或 d_{HB}≥3.7 mm。

1.8 24SiMnNi2CrMoA ~ 27SiMnNi2CrMoA 钢（FF710）

24SiMnNi2CrMoA 钢及 27SiMnNi2CrMoA 钢是系列钢种，只是碳含量差异。该钢种是一种低合金超高强度钢，这种钢用于极限抗拉强度为 1 540 ~ 1 680 MPa，在此范围，它具有高的冲击强度和低的缺口敏感性及好的延伸性。

近 20 年来该钢种为钎头壳体专用钢种，它是一种低碳合金钢，具有很好的淬透性，室温空冷可得到硬而韧的低碳马氏体（板条状），硬度为 45 ~ 48HRC，这种钢的正火温度和居里点与所用银基焊料的钎焊温度、合金片的磁饱和特性相配合，可以获得坚韧的壳体和良好的焊缝。瑞典称此钢为 FF710。

该钢种也适用于尺寸在 35 mm 以下热轧圆形或六角中空钎钢材，适合于空冷硬化及气体渗碳（因碳含量而异）。在气体渗碳硬化条件下，它具有高的疲劳强度和耐磨性。

钎具钢应用范围：硬质合金焊片钎头、热过盈固齿钎头、硬质合金整体钎杆、扩孔钎头导杆、锥体连接钎杆、接杆钎杆、钎尾杆等。

1.8.1 化学成分（表 13.15-52）

表 13.15-52 24SiMnNi2CrMoA 钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	S.P
0.21 ~ 0.26	1.20 ~ 1.50	1.30 ~ 1.70	1.65 ~ 2.00	0.25 ~ 0.35	0.30 ~ 0.40	≤0.025

注：27SiMnNi2CrMoA 钢碳含量 w_C 为 0.24 ~ 0.30。

1.8.2 物理常数

(1) 临界点（近似值）（表 13.15-53）

表 13.15-53 24SiMnNi2CrMoA 钢临界点温度（一） ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
705	850	350	200

(2) 临界点（表 13.15-54）

表 13.15-54 24SiMnNi2CrMoA 钢临界点温度（二） ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
709 ~ 727	795 ~ 799	319 ~ 324	192 ~ 206

注：试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.27，Si1.59，Mn1.38，Ni1.90，Cr0.29，Mo0.35。

(3) 弹性模量（室温）

24SiMnNi2CrMoA 钢的弹性模量 E 为 206 GPa

(4) 力学性能（表 13.15-55 ~ 表 13.15-58 和图 13.15-28 ~ 13.15-30）

表 13.15-55　24SiMoNi2CrMoA 钢室温力学性能

热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_{KV} /J·cm⁻²	HRC	K_{IC}/ MPa·m^{1/2}
920℃×30′正火	1 700	1 305	13	41.6	32.5	48	110
920℃×30′正火+890℃×30′油淬+200℃×60℃回火	1 610	1 335	12.8	53.6	38.2	48	112.1

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.27，Si1.59，Mn1.38，Ni1.90，Cr0.29，Mo0.35。

表 13.15-56　24SiMnNi2CrMoA 钢不同回火温度的室温力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_s	ψ	a_{KV} /J·cm⁻²
	MPa		%		
930℃×20′正火，890℃×20 min油淬，100℃回火	1 600	1 335	15.2	57	94
930℃×20′正火，890℃×20 min油淬，200℃回火	1 555	1 365	13.5	58	92
930℃×20′正火，890℃×20 min油淬，300℃回火	1 475	1 330	13.7	58	70
930℃×20′正火，890℃×20 min油淬，400℃回火	1 370	1 285	15.1	62	77
930℃×20′正火，890℃×20 min油淬，500℃回火	1 170	1 105	16.4	62	95
930℃×20′正火，890℃×20 min油淬，600℃回火	979	904	16.2	59	153

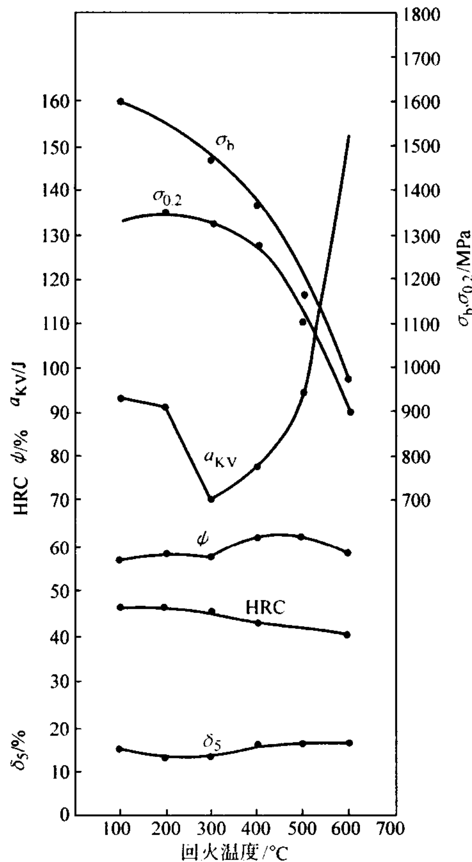


图 13.15-28　24SiMnNi2CrMoA 钢在不同回火温度下的力学性能

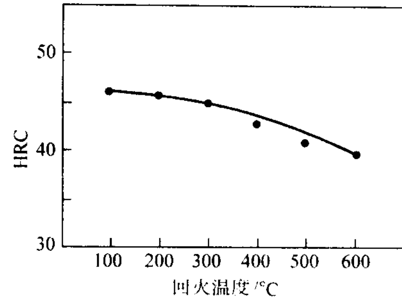


图 13.15-29　24SiMnNi2CrMoA 钢在不同温度下的回火硬度值

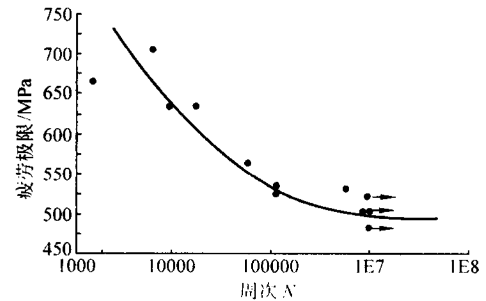


图 13.15-30　24SiMnNi2CrMoA 钢 930℃×20 min 正火后的弯曲疲劳极限曲线

表 13.15-57　24SiMnNi2CrMoA 钢不同等温温度的室温力学性能

热处理制度	等温温度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ/%	a_{KV} /J·cm⁻²	HRC
930℃×30′空冷+890℃×30′转等温	200℃×30′空冷	1 655	1 196	14	50.5	39	49
	250℃×30′空冷	1 565	1 075	13.4	46	39.7	47.7
	300℃×30′空冷	1 480	1 215	14	53.7	47	47.2
	350℃×30′空冷	1 400	1 165	16	54.3	43.3	44
	400℃×30′空冷	1 325	894	16	36	11	39.8

表 13.15-58　24SiMnNi2CrMoA 钢断裂韧度

热处理制度	回火温度	K_{Ic}/MPa·m^{1/2}
930℃×30′空冷+890℃×30′油淬	100℃×1 h	102.7
	200℃×1 h	112.1
	400℃×1 h	95.2
	500℃×1 h	72.8

1.8.3　工艺性能（表 13.15-59，表 13.15-60 和图 13.15-31，图 13.15-32）

表 13.15-59　24SiMnNi2CrMoA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开锻温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 160～1 200	1 150～1 190	≥900	缓冷或坑冷

表 13.15-60　24SiMnNi2CrMoA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	745～600 636～663	925～935	650	880～900	200
冷却方法	空冷	空冷	空冷	油冷	空冷
硬度 HB	≤230	375～401	≤260	444～461	429～436

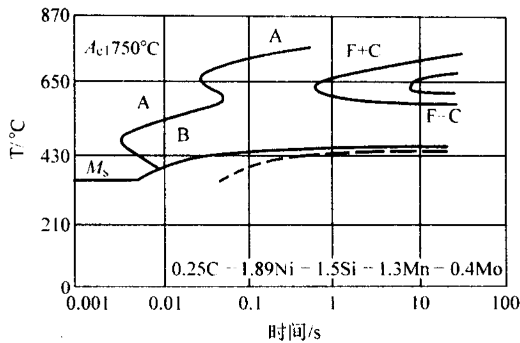


图 13.15-31 24SiMnNi2CrMoA 钢等温转变曲线

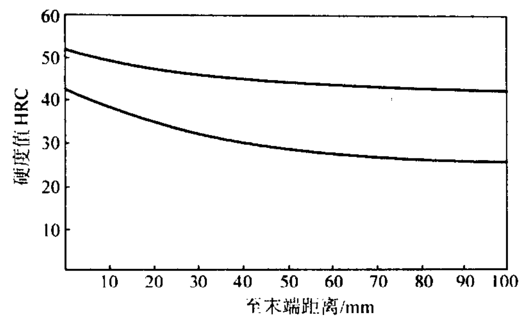


图 13.15-32 24SiMnNi2CrMoA 钢淬透性曲线

1.8.4 交货状态

24SiMnNi2CrMoA 钢交货状态为退火或高温回火后，≤269HB或 d_{HB}≥3.70 mm。

1.9 国内外整体钎杆、锥形钎杆常用钢种（表 13.15-61）

表 13.15-61 国内外整体钎杆、锥形钎杆常用钢种

国别	钎钢牌号	相当于我国钢种牌号	化学成分（质量分数）/%									备注
			C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S	用途
瑞典	19HS 20 (Fagersta C253)	95Cr Mo	0.90~1.05	0.25~0.45	0.20~0.45	0.80~1.20	—	0.15~0.30	—	≤0.035	≤0.035	整体钎、锥形钎杆
	8HSL 61 (Z708)	40SiMnCrNiMo	0.41	1.50	0.87	0.70	0.45	0.20	—	≤0.025	≤0.025	整体钎、锥形钎杆
	4HSL 64 (Fagersta L435)	$22CrNi_3Mo$	0.15~0.25	0.15~0.35	0.25~0.55	1.15~1.45	2.45~2.95	0.20~0.30	—	≤0.035	≤0.035	部分用制作整体渗碳锥形钎杆
日本	SKC_{11}	95Cr	0.85~1.10	0.15~0.35	<0.50	0.30~1.50	<0.20		—	<0.03	<0.03	整体钎、锥形钎杆
	CY_3	95CrMo	0.90~1.10	0.15~0.35	0.25~0.45	1.20~1.50	≤0.20	0.20~0.30	—	≤0.03	≤0.03	整体钎、锥形钎杆
	SKC_{24}	$38CrNi_3Mo$	0.33~0.43	0.15~0.35	0.30~1.0	0.30~0.70	2.50~3.50	0.15~0.40	—	<0.03	<0.03	制作圆形接杆钎为主，少量制作整体钎或锥形钎杆
	SKC_{31}	$18CrNi_3Mo$	0.12~0.25	0.15~0.35	0.60~1.20	1.20~1.80	2.80~3.20	0.40~0.70	—	<0.03	<0.03	螺纹钎杆为主，部分制作渗碳整体钎、锥形钎杆
德国	LWS_2	95CrMo	1.00	0.20	0.30	1.20	—	0.30	—	<0.025	<0.025	整体钎、锥形钎杆
	LWS_1	38CrSiV	0.38	1.50	0.40	1.50	—	—	0.10	<0.025	<0.025	圆形接杆钎为主，部分制作整体钎或锥形钎杆
	高碳 Cr 钢	95Cr	0.99~1.07	0.21	0.32	1.15	0.19	—	—			整体钎或锥形钎杆
	C-V 钢	T_7V	0.68	0.20	0.15	—	—	—	0.10			圆形接杆钎为主，部分制作整体钎或锥形钎扦
英国	高碳-Cr-Mo 钢	95CrMo	0.90~1.10	0.10~0.35	<0.45	>0.80	—	<0.40	—	<0.03	<0.03	整体钎、锥形钎
	Ni-Cr-Mo 钢	$40MnCrNi_3Mo$	0.35~0.45	0.10~0.35	0.45~0.70	0.30~0.50	2.75~3.50	<0.65	—	<0.04	<0.04	圆形接杆钎，螺纹钎杆为主，部分制作整体钎或锥形钎
	C-V 钢	T_8V	0.78~0.86	0.12~0.16	0.25~0.35	—	—	—	0.20	<0.025	<0.020	
	C-Mn 钢	$40Mn_2$	0.37~0.45	<0.35	1.40~1.60	<0.30	<0.30	适量	—	0.005	0.005	圆形接杆钎为主，部分制作整体钎或锥形钎
美国	Cr-Mo 钢	95CrMo	0.95	0.25	0.30	1.30	—	0.35	—			整体钎
	Si-Mn-Cr-Mo 钢	$30SiMnCr_2Mo$	0.30	1.25	1.00	2.50	—	0.55				圆形接杆钎为主，部分用制作整体钎
	Cr-Mn-Mo 钢	$25MnCr_2Mo$	0.25	0.55	0.80	1.90	—	0.30				螺纹钎杆为主，部分制作渗碳整体钎
	C-V 钢	T_8V	0.80	0.15	0.30	—	—	—	0.20			整体钎

续表 13.15-61

国别	钎钢牌号	相当于我国钢种牌号	化学成分（质量分数）/%									备注
			C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S	用途
加拿大	Vibresist95CrMo	95CrMo	0.95	0.25	0.30	1.00	—	0.25	—	0.02	0.02	锥形钎、整体钎
	Nushank	$40Ni_3Mo$	0.43	0.25	0.60	0.40	3.00	0.25		0.02	0.02	圆形接杆钎为主，部分锥形钎
前苏联	$Y_7ΦA$	T_7A	0.68	0.28	0.27	0.15	0.13	—	0.19	0.019	0.01	整体钎、锥形钎
	95×MA	95CrMo	0.97	0.33	0.53	0.94	0.17	0.20	—	0.011	0.011	整体钎、锥形钎
	$55C_2$	$55Si_2Mn$	0.58	1.66	0.73	0.10	0.12			0.032	0.009	整体钎、锥形钎
中国	Zk_8Cr	8Cr	0.77~0.85	≤0.35	≤0.35	0.45~0.75	≤0.15			≤0.03	≤0.03	锥形钎
	Zk55SiMnMo	55SiMnMo	0.50~0.60	1.10~1.40	0.60~0.90	—	—	0.40~0.55		≤0.030	≤0.030	锥形钎

2 螺纹钎杆（钻车钎杆）用钢

因为螺纹钎杆的受力条件和工作状态与小钎杆有很大区别，失效情况和破断机理也比小钎杆的复杂，所以，螺纹钎杆用钢的基本要求与小钎杆用钢有所区别。根据螺纹钎杆所受应力和工作情况、失效分析和断裂机理，对螺纹钎杆用钢的基本要求如下。

1）高的耐磨性和高的韧性 螺纹钎杆的主要失效部位是螺纹断裂，所以要求螺纹表面要有足够的耐磨性；螺纹部位所受应力很大，螺纹部位要有很高的韧性。

2）高的疲劳强度和足够的刚性和弹性 螺纹钎杆是受高频冲击应力作用，其破坏属疲劳断裂，螺纹钎杆用钢要有高的疲劳强度。钎杆如果是湿式凿岩，对它还要求有高的腐蚀疲劳强度。螺纹钎杆一般较长或是接杆凿岩，凿岩机的推力很大，所以要求螺纹钎杆用钢要有好的刚性和足够的弹性。

3）低的缺口敏感性和低的疲劳裂纹扩展速率 螺纹钎杆破坏绝大部分属疲劳破坏，螺纹钎杆用钢应具有低的缺口敏感性和低的疲劳扩展速率，将有利于延长疲劳源孕育期和疲劳裂纹的扩展期，都有利于提高螺纹钎杆的寿命。

4）要有一定的高温硬度和抗高温软化性 螺纹钎杆的螺纹失效机理是微动磨损和冲击磨损。螺纹钎杆所受高频冲击应力，其冲击频率一般在 2 000~3 600 次/min，阴阳螺纹之间往往产生高热。当钢的性能或经过热处理后，螺纹具有一定的高温硬度或抗高温软化能力时，将能减少因高频冲击产生的高热引起的硬度降低和快速磨损，从而提高螺纹的耐磨性和延长螺纹钎杆的寿命。

上述性能的综合要求使目前的钢种很难达到，即在单一或简单的热处理条件下也很难达到。要满足上述性能要求，往往在选择螺纹钎杆用钢的同时，与螺纹钎杆要进行的热处理或强化工艺一并考虑，或先确定螺纹钎杆的主要热处理工艺或强化手段再进行钢种选择。所以，螺纹钎杆用钢也可以分为 3 类，即渗碳热处理类（例如 20CrNi3Mo、25CrNi3Mo、22SiMnCrNi2Mo 等）、感应热处理类（例如 38CrNi3Mo、40SiMnCrMoV 等）、常规热处理类（例如 35SiMnMoV 等）。国外螺纹钎杆大部分采用前两类，而且渗碳热处理类比例大、质量高、寿命长，感应热处理类比例小，只在大直径接杆钎杆系列中采用，钻车钎杆系列较少使用，质量寿命次之；常规热处理类工艺较简单，只能满足螺纹钎杆的部分性能要求，质量寿命较低，国外很少采用。

20CrNi3Mo 是世界各国螺纹钎杆应用最多的钢种，经渗碳低温回火后，表面有高的疲劳强度和耐磨性，芯部有良好的综合力学性能，低温冲击韧性也很好，是目前螺纹钎杆的首选钢种。用钻孔法生产的中空钢，经正确的制钎、热处理工艺，一般凿岩寿命可达 2 000~3 000 m。

38CrNi3Mo 是世界各国用感应淬火热处理做螺纹钎杆最多的钢种，该钢在淬火高温回火后有良好的综合力学性能。螺纹部位最好经调质处理后再进行高频表面淬火和低温回火，经上述工艺处理后螺纹表面硬度可达到 55HRC 左右。高频表面淬火层不宜太深，否则会降低螺纹部位的整体韧性。该钢的淬透性好，机加工前螺纹部位需经软化退火，切削性能良好，有白点敏感性和回火脆性倾向。多用做大规格的圆形接杆钎，经正确的制钎、热处理工艺，一般凿岩寿命可达 1 000~1 200 m。

35SiMnMoV 钢若采用常规的热处理方法，很难满足螺纹钎杆的基本要求。只有在缺少整体渗碳炉或感应表面淬火设备的情况下，为暂时应急才选用常规热处理工艺来制作螺纹钎杆。

2.1 35SiMnMoV

无论是中深孔凿岩或浅孔凿岩，35SiMnMoV 钢的性能都比较好。因此，它适宜于制造接杆钎杆，也可用来制造六角小钎杆。在中深孔凿岩条件下，仅进行正火处理后的试验接杆钎杆，平均寿命可达 300 m/根左右；经过化学热处理及喷丸强化后，最高寿命曾达 1 200 m/根左右。

2.1.1 化学成分（表 13.15-62）

表 13.15-62 35SiMnMoV 钢化学成分（质量分数）

%

C	Si	Mn	Mo	V	Cu	S	P
0.32~0.42	0.60~0.90	1.30~1.60	0.40~0.60	0.07~0.15	≤0.25	≤0.030	≤0.030

2.1.2 物理常数（表 13.15-63）

表 13.15-63 SiMnMoV 钢的临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f	A_r	$V_{冷}$	$M_{回火分解}$
737	816	385	189	329~475	3.26 C/s	329~475

注：试验用钢化学成分（质量分数）(%)：C0.33，Si0.72，Mn1.30，Mo0.47，V0.10，Cr0.04，Ni0.04，Ci0.12，S0.007，P0.020。

2.1.3 力学性能

（1）力学性能及凿岩寿命（表 13.15-64）

（2）淬（正）火温度的选择

图 13.15-33 是 35SiMnMoV 钢淬火温度与其某些性能的关系，从图 13.15-33 可以看出，随着淬火加热温度的变化，硬度变化不大，即少量铁素体的存在不影响淬硬性；但冲击韧性的变化较为明显，少量铁素体的存在将显著降低钢的冲击韧性。

金相分析表明，淬火温度超过 940℃时，晶粒将显著粗

化。因此，建议淬（正）火温度以 A_{c3} +（30~40℃）为宜，一般控制在900℃左右为好。

表 13.15-64 热处理制度对35SiMnMoV钢力学性能及凿岩寿命的影响 ℃

热处理制度	力学性能					凿岩平均寿命/m·根$^{-1}$
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	
等温淬火，900℃加热，310℃等温30 min	1 620	1 360	9.5	54	77	63.2
900℃淬火 350℃回火 1 h	1 500	1 260	12.7	49.5	87	62
900℃正火 200℃回火 1 h	1 305	809	14	43	71	(f=14~16)200 (f=10~12)300

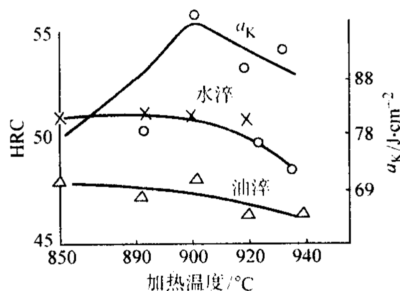


图 13.15-33 35SiMnMoV钢淬火温度与性能的关系

（3）模拟正火

模拟正火的35SiMnMoV钢试样为 ϕ40 mm×70 mm 圆棒，经900℃保温 1 h 正火后，采用电火花切割成 ϕ40 mm×35 mm，然后磨成 ϕ40 mm×30 mm 测定其切割面硬度，试验结果如图 13.15-34 所示。

由图 13.15-34 可以看出，35SiMnMoV钢的淬透性良好，在正火状态下，也能保证钎杆径向力学性能均匀一致。

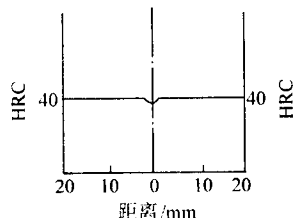


图 13.15-34 35SiMnMoV钢的模拟正火曲线

（4）回火稳定性

35SiMnMoV钢的力学性能随回火温度的变化情况，如图 13.15-35 所示。

由图 13.15-35 可知，35SiMnMoV钢回火稳定性良好，当回火温度超过600℃时才明显软化，这也是贝氏体钢的优点，为软氮化、调质处理提供了条件。但是，在250~350℃和400~500℃两个温度区间进行回火，将出现第一、二类回火脆性。

（5）弯曲疲劳试验

经测定，35SiMnMoV钢在正火并低温回火条件下，钢的弯曲疲劳强度 σ_{-1} = 568 MPa，此值与瑞典的30CrNi3Mo钢相当。

（6）缺口敏感度

为了衡量钢种在应力集中条件下的敏感性，以及对于冶金缺陷及热处理缺陷的敏感性，进行了正火状态下的缺口敏感性试验，结果如下。

梅氏冲击韧度 a_K = 78 J/cm^2，夏氏冲击韧度 a_K = 35 J/cm^2；夏氏冲击韧度/梅氏冲击韧度 = 0.47。

抗拉强度 σ_b = 1 305 MPa，缺口抗拉强度 σ_{bH} = 1 590 MPa；σ_{bH}/σ_b = 1.218。

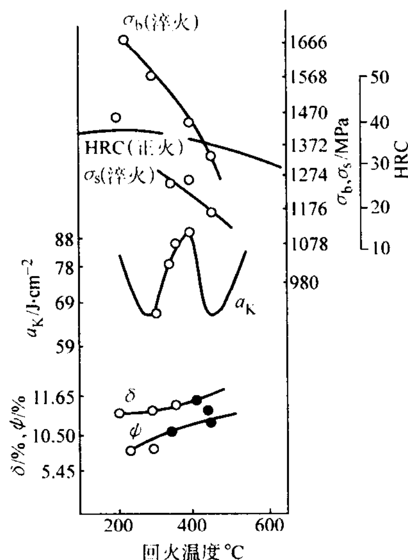


图 13.15-35 35SiMnMoV钢回火力学性能的变化

2.1.4 工艺性能

（1）热加工工艺参数（表 13.15-65）

表 13.15-65 35SiMnMoV钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180~1 200	1 150~1 180	≥850	缓冷

（2）热处理工艺参数（表 13.15-66）

表 13.15-66 35SiMnMoV钢的热处理工艺参数

项目	退火	软化退火	正火	淬火	回火
温度/℃	860~880	680~720	880~900	860~880	220~450 640~660
冷却	炉冷	空冷	空冷	油	油或空气
硬度 HB	≤245	≤269	>321	>50HRC	按需要

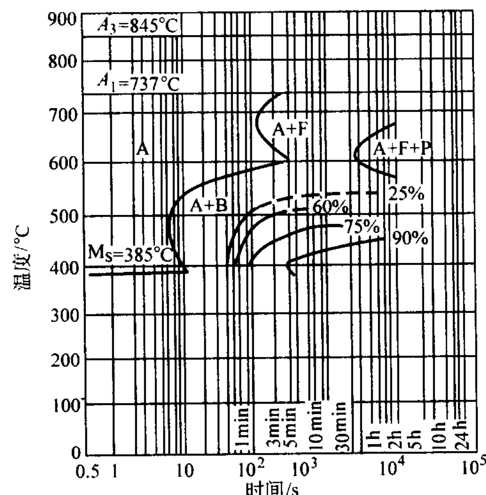
（3）等温转变曲线

图 13.15-36 为35SiMnMoV钢的等温转变曲线。

图 13.15-36（a）采用磁性法初测，金相法终测。试验用钢成分与临介点用钢成分相同。

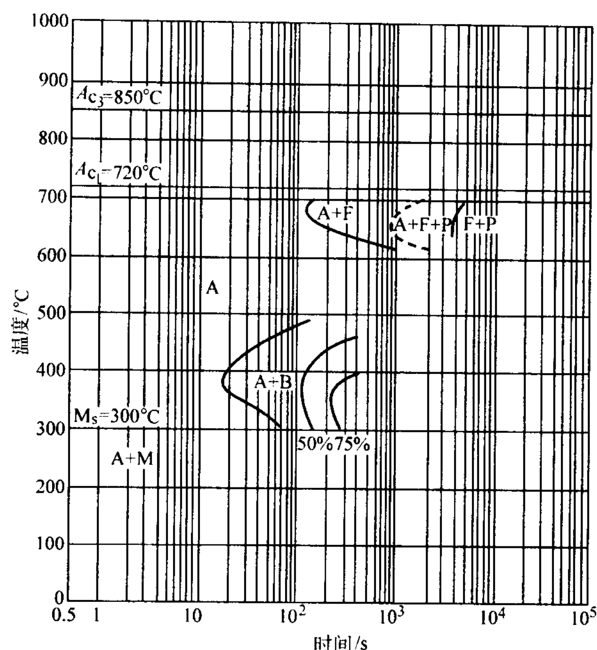
M_S 点385℃仅供参考，原因是在等温试验时（340℃）可获得理想的组织和性能，所以估计 M_S 点低于340℃，此外经理论计算 M_S 点约是315℃。

图 13.15-36（b）试验用钢成分（质量分数）（%）：C0.34，Si1.54，Mn1.74，Mo0.386，V0.276，P0.020，S0.005。



(a) 900°C，15min 奥氏体化；高温回火；晶粒度<10级

图 13.15-36 35SiMnMoV钢的等温转变曲线



(b) 920°C,15min 奥氏体化；退火

续图 13.15-36

（4）端淬曲线（图 13.15-37）

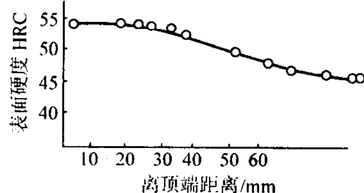


图 13.15-37 35SiMnMoV 钢的端淬曲线

2.2 30CrNi3Mo（34CrNi3Mo）

30CrNi3Mo 是镍、铬、钼系合金结构钢，可用于制作重型钎杆、螺纹连接钎头及中大功率的凿岩机钎尾；这是一个比较理想、成熟的钢种。因没有 30CrNi3Mo 钢的有关性能数据，现提供 34CrNi3Mo 数据供参考。

2.2.1 化学成分（表 13.15-67）

表 13.15-67 34CrNi3Mo 钢化学成分（质量分数） %

苏联①（ГОСТ）	法国①（NF）	瑞典①（SIS）	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	其他
38XH3M 33XH3M	30NCD12	2 534	0.30～0.40	0.17～0.37	0.50～0.80	0.70～1.10	2.75～3.25	0.25～0.40	P≤0.030 S≤0.035

① 近似钢号。

2.2.2 物理常数（表 13.15-68）

表 13.15-68 34CrNiMo 钢临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}
721	790	400

2.2.3 力学性能（表 13.15-69 和图 13.15-38，图 13.15-39）

表 13.15-69 34CrNiMo 钢室温力学性能室温力学性能

截面尺寸/mm	热处理	取样部位	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB
φ220	850℃～870℃油淬，570℃回火	纵向 1/3R	1 000	881	16.2	56.0	115	—
φ600①	850℃～870℃油淬，	纵向	887	708	17.6	61.8	125	269
		表层	899	717	20.4	67.5	152	277

续表 13.15-69

截面尺寸/mm	热处理	取样部位	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB
φ600①	600～610℃回火	纵向	784	604	17.4	53.7	63	235
		心部	799	624	18.4	58.9	104	241
φ350	860℃油淬，550℃回火	纵向	1 147	1 058	14.0	52.8	47	—
		1/3R	1 240	1 122	11.0	47.0	37	

① 成分（质量分数）（%）：C0.34，Si0.30，Mn0.42，Cr0.88，Ni3.10，Mo0.22。

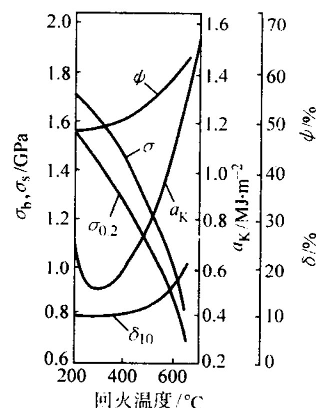


图 13.15-38 34CrNi3Mo 钢回火温度与力学性能的关系（回火 2 h）（860℃油淬，200～600℃回火 2 h 后空冷）

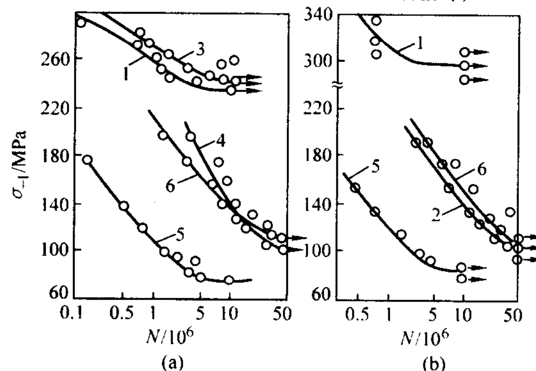


图 13.15-39 34CrNi3Mo 钢的疲劳曲线

试样直径：φ50 mm；1，2—光滑试样；3，4—研磨圆弧半径 50 mm；5，6—尖缺口半径 0.5 mm；1，3，5—在空气中试验；2，4，6—在 3%NaCl 水溶液腐蚀性介质中试验

2.2.4 工艺性能（表 13.15-70 和图 13.15-40，图 13.15-41）

表 13.15-70 34CrNi3Mo 钢热加工及热处理

锻造温度		热处理				
始锻/℃	终锻/℃	退火 温度/℃	退火 正火＋回火	淬火 温度/℃	淬火 冷却介质	回火/℃
1 200	850	850	850℃空＋650℃空	850～870	油	550～640

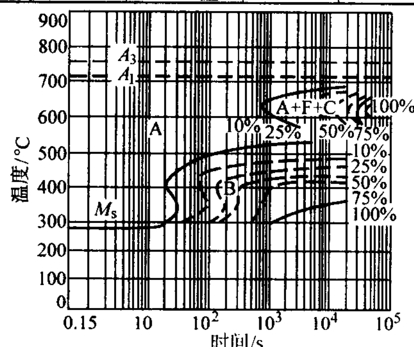


图 13.15-40 34CrNi3Mo 钢等温转变曲线

用钢成分（质量分数）（%）：C0.36，Si0.27，Cr0.91，Ni2.80，Mo0.24；奥氏体化温度 880℃

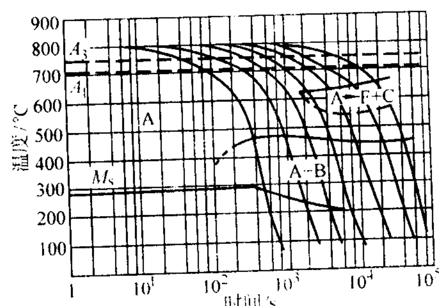


图 13.15-41　34CrNi3Mo 钢连续冷却转变曲线

2.3　40SiMnCrMoVA

40SiMnCrMoVA 钢是在国家"六五"科技攻关中由北京科技大学、北京钢铁研究总院、贵阳钢厂共同研制、开发的改渗碳淬火工艺为感应淬火工艺的重型钎杆用钢。用此钢做成的 D38 mm×3 050 mm 梯形螺纹重型钎杆，在珠海快捷石矿有限公司等地与加拿大波特（Bort）公司同类钎杆进行工业性对比试验，取得较高的凿岩寿命和比较理想的使用结果，并通过了鉴定，获得国家科技进步三等奖。

2.3.1　化学成分（表 13.15-71）

表 13.15-71　40SiMnCrMoVA 钢化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
0.37～0.43	1.10～1.20	1.00～1.30	0.80～1.20	0.40～0.60	0.05～0.15	≤0.030	≤0.030

2.3.2　物理常数（表 13.15-72 和表 13.15-73）

表 13.15-72　40SiMnCrMoVA 钢临界点温度　℃

A_{c1}	A_{c3}	B_S	B_Z
762℃	845℃	455℃	290℃

HTV 型示差热膨胀仪，以 3℃/min 升温，并以 40～60℃/min 降温。

同时测定的还有 40CrNi3Mo 钢（表 13.15-73）。

表 13.15-73　40CrNi3Mo 钢临界点温度　℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
730	818	250

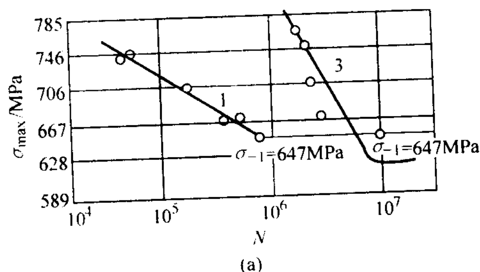
2.3.3　力学性能（表 13.15-74，表 13.15-75 和图 13.15-42）

表 13.15-74　40SiMnCrMoVA 钢常温力学性能

钢　号	热处理工艺	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	HRC	a_K/ J·cm^{-2} U	a_K/ J·cm^{-2} V	断裂韧度 K_{IC}/ MPa·m$^{1/2}$
40SiMnCrMoVA	正火	1 505	1 010	6	20	43	76	33	65
40CrNi3Mo	正火	1 750	1 250	3	3	56	55	23	57
40SiMnCrMoVA	调质	855	700	16	56	21	138	90	
40CrNi3Mo	调质	1 030	520	13	42	27	68	37	

表 13.15-75　40SiMnCrMoVA 钢接触疲劳强度

钢　号	σ_{lim}/MPa	平均值/MPa
40SiMnCrMoVA	1 140　1 600　794　784	1 079
40CrNi3Mo	1 990　1 420　431　117	1 236



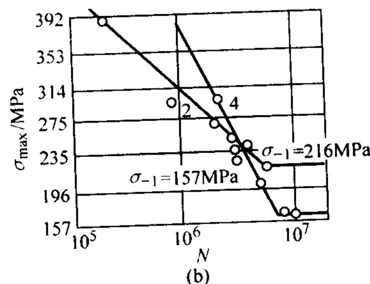


图 13.15-42　S－N 曲线图
40SiMnCrMoVA：1—室温大气；2—滴水介质；
40CrNi3Mo：3—室温大气；4—滴水介质

2.3.4　工艺性能

（1）连续冷却转变曲线（图 13.15-43）

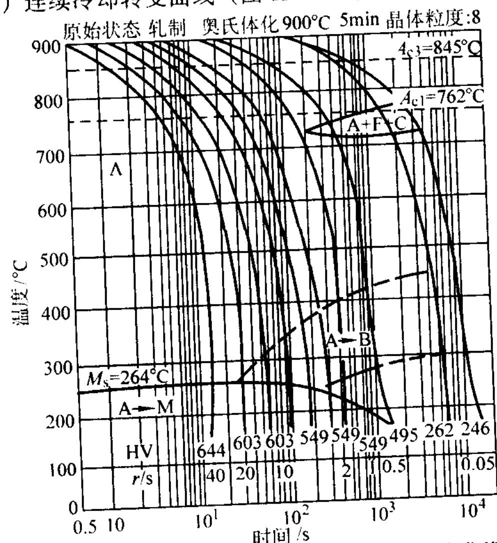


图 13.15-43　40SiMnCrMoVA 钢的连续冷却转变曲线

（2）低温回火脆性

V 形缺口冲击试样经 950℃淬火，而后于不同温度回火（1 h）空冷，测其冲击韧性值，并在低温回火脆性温度取试样做透射电镜，观察其组织。低温回火脆性区发生在 400℃附近，这主要是因为钢中含硅，致使回火脆性温度范围提高所致。在淬火后于 300～350℃进行回火，不致使韧性降低、钎杆发生脆断。400～420℃回火试样在电镜下明显可以看出，回火马氏体边界上存在渗碳体，这正是低温回火脆性的原因所在。

（3）端淬（图 13.15-44）

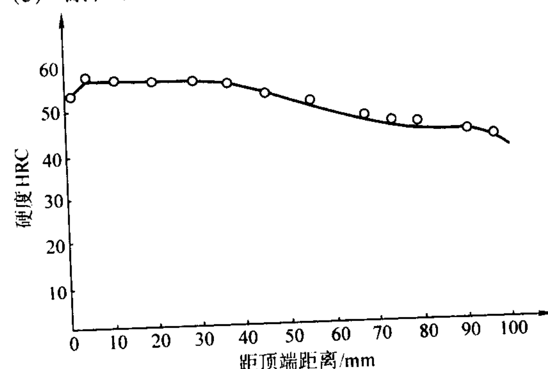


图 13.15-44　40SiMnCrMoV 钢端淬曲线

2.3.5 耐腐蚀性能（表 13.15-76，表 13.15-77）

表 13.15-76 全浸试验增重法测得的耐腐蚀性能

项目试样	钢 号	腐蚀剂	101/mm	102/mm	103/mm	F 表/cm^2	腐蚀前后质量损失 GO/G/$g·g^{-1}$	ΔG/F 表 /$g·cm^{-2}$	ΔG/F 表 /$g·cm^{-2}$	ΔG/F 年 /$g·cm^{-2}$
027	40SiMnCrMoV	NaCl 水溶液	54.52	10.00	10.02	23.834	42.328 0/42.424 8	0.004 06	0.004 27	0.051 95
028		NaCl 水溶液	54.04	10.00	10.04	24.028	42.628 2/42.736 0	0.004 49		
047		H_2O	56.64	10.02	10.00	23.882	42.737 0/42.823 2	0.003 61	0.003 31	0.040 27
048		H_2O	55.10	10.02	10.02	24.092	42.421 0/42.493 5	0.003 01		
无号	40CrNi3Mo	NaCl 水溶液	54.52	10.02	10.00	24.334	42.702 8/42.800 7	0.003 94	0.003 94	0.047 97
46		H_2O	54.76	10.02	10.04	24.008	42.864 0/42.936 8	0.003 03	0.003 03	0.036 86

注：GO/G 栏内斜杠前后分别为腐蚀前后的试样质量。

表 13.15-77 全浸试验失重法测得的耐腐蚀性能

钢 号	编号	腐蚀剂	101/mm	102/mm	103/mm	F 表/cm^2	GO/G /$g·g^{-1}$	ΔG/F 表 /$g·cm^{-2}$	ΔG/F 表 /$g·cm^{-2}$	ΔG/F 年 /$g·cm^{-2}$
40SiMnCrMoV	23	H_2O	48.10	20.10	3.44	24.028	25.327 3/25.201 1	0.005 25	0.005 25	0.061 84
40CrNi3Mo	31	H_2O	48.06	19.42	3.44	23.309	24.755 5/24.674 6	0.003 47	0.003 47	0.040 34
	34	H_2O	48.06	19.96	4.02	24.654	29.379 7/29.694 2	0.003 46		

2.3.6 凿岩寿命（表 13.15-78）

表 13.15-78 凿岩寿命

钢 号	平均累计进尺/m	平均寿命/m
40SiMnCrMoVA	1 225.40	421.60
40CrNi3Mo（Bort）公司	1 296.90	450.40

2.3.7 主要生产厂

贵阳特殊钢公司（原贵阳钢厂）等特殊钢厂。

2.4 30SiMnCrNi2MoVNbA（NV - 100）

NV - 100 是由抚顺钢铁公司、东北大学共同研制开发的重型钎杆用钢，系板条马氏体空淬超高强度钢。对轧制、热处理及其他加工工艺有较强的适应能力，能在较宽的工艺条件下，使钎杆获得稳定的使用性能和较高的凿岩寿命。NV - 100 重型钎杆生产环节少、工艺简便可行，且易于掌握。在现场取得了良好的试验和使用效果，但该钢还没有大量生产和投入市场。

2.4.1 化学成分（表 13.15-79）

表 13.15-79 30SiMnCrNi2MoVNbA 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Nb	S	P
0.27 ~ 0.32	1.10 ~ 1.40	1.10 ~ 1.40	0.25 ~ 0.50	1.40 ~ 1.80	0.30 ~ 0.45	0.04 ~ 0.10	0.02 ~ 0.03	≤0.025	≤0.025

2.4.2 力学性能（表 13.15-80）

表 13.15-80 NV - 100 钢力学性能

880℃淬火油冷	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/$J·cm^{-2}$
	1 570	1 375	12	45	35

2.4.3 工艺特点

1）NV - 100 钢具有良好的淬透性，风冷状态下（视环境温度）可得到需要的淬火组织，所以钎钢在热轧后，在保证拉拔变形量与终轧温度的条件下，利用轧后余热对其实施风冷淬火。

2）生产重型钎杆时，进行回火后即可进行螺纹加工，不须经过其他热处理。取代了低碳铬镍钼钢渗碳 - 淬火 - 回火的常规复杂工艺。

3）回火处理温度为 420 ~ 430℃，保温 2 h，出炉空冷，硬度为 35 ~ 45HRC，达到了强度和韧性的良好配合。

2.5 30CrMnSiNi2MoA

30CrMnSiNi2MoA 钢是在 30CrMnSiNi2A 钢的基础上添加质量分数为 0.20% ~ 0.30% Mo 形成的。添加钼以后最明显的变化是使钢的等温转变曲线的珠光体转变区向右移，从而进一步提高了淬透性；由于添加钼，使钢明显地减小了回火脆性倾向，又改善了钢的低温冲击韧性，而且也有利于改进钢锭的表面质量。30CrMnSiNi2MoA 钢其他方面的性能与 30CrMnSiNi2A 钢无显著区别。

此钢也可用于制造重型钎杆和螺纹连接钎头（瑞典称做钎头 3 号）。

2.5.1 化学成分（表 13.15-81）

表 13.15-81 30CrMnSiNi2MoA 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.28 ~ 0.35	0.90 ~ 1.20	1.00 ~ 1.30	0.90 ~ 1.20	1.40 ~ 1.80	0.20 ~ 0.30	≤0.035	≤0.030

2.5.2 物理常数（表 13.15-82）

表 13.15-82 30CrMnSiNi2MoA 钢临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_r	M_s
750	815	48 ~ 350	340

注：用钢成分（质量分数）（%）C0.32，Si0.99，Mn1.14，Cr1.12，Ni1.58，Mo0.20。

2.5.3 力学性能（表 13.15-83 ~ 表 13.15-86 和图 13.15-45、图 13.15-46）

表 13.15-83 30CrMnSiNi2MoA 钢室温力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_s /%	ψ /%	a_K /$J·cm^{-2}$	备注
试样	900℃油淬，250℃回火空冷 890℃ 40 分油淬，260℃回火 180 分，空冷	≥1 570 1 635 ~ 1 825 / 1 720	1 380 ~ 1 530 / 1 475	≥9 9.5 ~ 13 / 11.3	≥40 41.8 ~ 52 / 47.5	≥59 59 ~ 86 / 67	① 20 炉钢

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 协议力学性能指标。

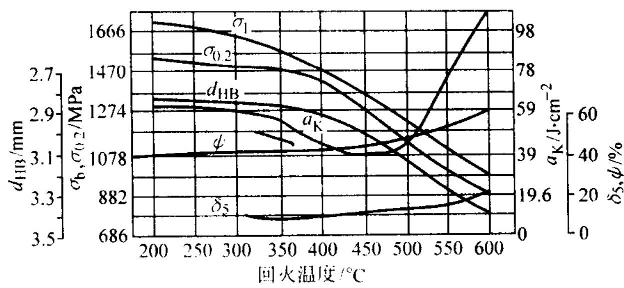


图 13.15-45 30CrMnSiNi2MoA 钢不同温度回火的力学性能
(用钢成分(质量分数)(%):C0.32, Si0.99, Mn1.14, Cr1.12, Ni1.58, Mo0.20; 试样取自 16 mm 厚的钢板, 纵向, 900℃, 15 min 油淬, 不同温度回火 2 h, 空冷)

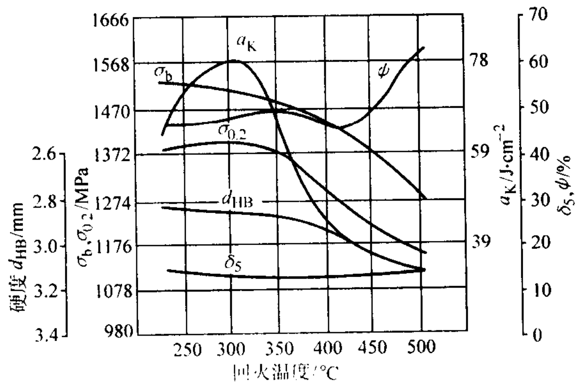


图 13.15-46 30CrMnSiNi2MoA 钢等温淬火后不同温度回火的力学性能
用钢成分(质量分数)(%):C0.32, Si0.99, Mn1.14, Cr1.12, Ni1.58, Mo0.20; 试样取自 16 mm 厚的钢板, 纵向, 加热温度 900℃, 320℃等温后油冷; 回火后空冷

表 13.15-84 30CrMnSiNi2MoA 钢等温淬火时等温时间对力学性能的影响

等温介质温度/℃	等温时间/min	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_s	ψ	a_K /J·cm^{-2}	硬度 d_{HB} /mm
		MPa		%			
300	10	1 520	1 400	14	48.5	69	2.9
320	10	1 440	1 350	15	51	74	3.0
300	20	1 490	1 400	14.5	51	69	2.9
320	20	1 430	1 325	15	50.5	76	3.0
300	30	1 470	1 390	14	51	69	2.9
320	30	1 410	1 255	16	51	69	3.0
300	45	1 470	1 380	14	51.7	70	2.9
320	45	1 380	1 285	15	50	69	3.0

注:1. 用钢成分(质量分数)(%):C0.32, Si0.99, Mn1.14, Cr1.12, Ni1.58, Mo0.20。
2. 试样取自 16 mm 厚的钢板, 纵向, 920℃ 15 min 后分别在 300℃和 320℃等温淬火, 并且等温 10~45 min 后空冷。

表 13.15-85 30CrMnSiNi2MoA 钢横向力学性能

锻材规格/mm	取样直径/mm	热处理制度	σ_b /MPa	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}
				%		
180 方	25	900℃加热于 230℃	1 665	11.8	40.8	73
220 方	25	等温淬火, 然后	1 670	11.6	40.8	67
300 方	25	250℃回火	1 660	12.1	42.3	73

表 13.15-86 30CrMnSiNi2MoA 钢等温淬火后的低温冲击韧性

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	下列温度(℃)时的冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}			
		+20	-20	-40	-60
试样	900℃ × 15 min, 300℃等温淬火	76	54	56	59
	900℃ × 15 min, 320℃等温淬火	83	64	55	59

注:用钢成分(质量分数)(%)C0.32, Si0.99, Mn1.14, Cr1.12, Ni1.58, Mo0.20; 试样取自 16 mm 厚的钢板。

2.5.4 工艺性能(表 13.15-87, 表 13.15-88 和图 13.15-47)

表 13.15-87 30CrMnSiNi2MoA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 180~1 200	1 050~1 120	≥800	缓冷

表 13.15-88 30CrMnSiNi2MoA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	等温淬火	回火
温度/℃	660~700	900~920	650~680	890~910	230~350	900	250~350
冷却	炉内冷	空冷	空冷	油冷	空冷或油冷	250~320℃	空冷
硬度 HB	≤255		≤255	≥50HRC	≥45HRC		≥440

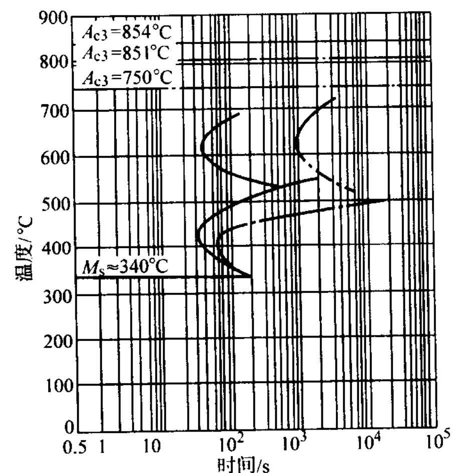


图 13.15-47 30CrMnSiNi2MoA 钢等温转变曲线
奥氏体化温度 900℃; 1—30CrMnSINi2A 钢, 用钢成分(质量分数)(%): C0.29, Si1.11, Mn1.15, Cr1.2, Ni1.7; 2—30CrMnSiNi2MoA 钢, 用钢成分(%):C0.32, Si0.99, Mn1.14, Cr1.12, Ni1.58, Mo0.20

2.5.5 交货状态

30CrMnSiNi2MoA 钢于退火或高温回火后≤255HB 或 d_{HB} ≥3.8 mm 状态交货。

2.6 国内外螺纹钎杆常用钢种(表 13.15-89)

2.7 其他钢种

20CrNi3Mo、32Si2Mn2MoVA、40CrNi2MoA、30CrMnMo(20CrMnMo)、40CrMnMo、40SiMnCrNiMoA、24~27SiMnNi2CrMoA、38CrNi3Mo 也可作为螺纹钎杆用钢。

表 13.15-89 国内外螺纹钎杆常用钢种

国别	钎钢钢号	相近中国标准钢号	化学成分（质量分数）/%								
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
瑞典	Sanbar 64（4HSL 64）或 Fagersta L435	20CrNi3Mo	0.15～0.25	0.15～0.35	0.25～0.55	≤0.035	≤0.035	1.15～1.45	2.45～2.95	0.20～0.30	—
	Sanbar23（5XHSL23）或 Fagersta C644	25Cr3Mo	0.25	0.27	0.50	≤0.025	≤0.025	3.10～3.30	—	0.50	—
日本	SKC31	18MnCrNi3Mo	0.12～0.25	0.15～0.35	0.60～1.20	<0.03	<0.03	1.20～1.80	2.80～3.20	0.40～0.70	—
	SKC24	38MnCrNi3Mo	0.33～0.43	0.15～0.35	0.30～1.0	<0.03	<0.03	0.30～0.70	2.50～3.50	0.15～0.40	—
美国	Ni-Cr-Mo 钢	30MnCrNi2Mo	0.30	0.25	0.95			0.60～0.70	2.25	0.30	—
	Cr-Mn-Mo 钢	30SiMnCr2Mo	0.30	1.25	1.00			2.50	—	0.55	—
	Cr-Mn-Mo 钢	25MnCr2Mo	0.25	0.55	0.80			1.90	—	0.30	—
英国	Ni-Cr-Mo 钢	40MnCrNi3Mo	0.35～0.45	0.10～0.35	0.45～0.70	<0.04	<0.04	0.30～0.50	2.75～3.50	<0.65	—
加拿大	Chippewa	33GNi3Mo	0.33	0.25	0.60	0.02	0.02	0.40	3.00	0.25	—
	Nushank	43GNi3Mo	0.43	0.25	0.60	0.02	0.02	0.40	3.00	0.25	—
奥地利	Lws$_1$	38SiCrV	0.38	1.50	0.40	<0.025	<0.030	1.50			0.10
	Ni-Cr-Mo 钢	30CrNi3Mo	0.30					0.50	3.00	0.25	—
德国	38SiCrV6	38SiCrV	0.35～0.42	1.30～1.60	0.30～0.50	≤0.035	≤0.035	1.30～1.60	—	—	0.07～0.12
	Cr-Si-Mo 钢	25SiCrMo	0.15～0.36	1.10～1.30	0.20～0.30			0.95～1.05	—	0.20～0.40	—
	Ni-Cr-V 钢	40Cr2Ni	0.40	0.30	0.50			2.0	1.0	—	0.15
	40CrNiMo334	40CrNi2Mo	0.36～0.44	0.30～0.50	0.20～0.40	≤0.030	≤0.030	0.60～0.90	2.10～2.40	0.20～0.40	—
前苏联	28XГH$_3$M	28CrMnNi3Mo	0.25～0.31	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.025	≤0.025	0.90～1.20	2.75～3.15	0.20～0.30	—
	30XГC	30CrMnSiV	0.28～0.34	0.90～1.20	0.80～1.10	≤0.025	≤0.025	0.80～1.10	≤0.30	—	0.06～0.12
中国	ZK35SiMnMoV	35SiMnMoV	0.32～0.40	0.60～0.90	1.30～1.60	≤0.03	≤0.03	—	—	0.40～0.60	0.07～0.15
	40SiMnCrNiMo	40SiMnCrNiMo	0.37～0.43	1.30～1.60	0.7～1.00	≤0.03	≤0.03	0.60～0.90	0.40～0.70	0.20～0.30	—
	22SiMnCrNi2Mo	22SiMnCrNi2Mo	0.18～0.25	1.30～1.60	1.20～1.50	≤0.03	≤0.03	0.30～0.60	1.40～1.80	0.25～0.45	
	27CrMnSiNi2MoV	27CrMnSiNi2MoV	0.24～0.30	1.30～1.60	1.20～1.50	≤0.03	≤0.03	0.30～0.60	1.40～1.80	0.25～0.45	0.10～0.15

3 钎头用钢

钎头（又称钻头）在凿岩工具中的功能是钻凿或破碎岩石。在硬质合金未应用于凿岩钻具之前，钎头用高碳工具钢类的钢种来制造，用其直接钻凿岩石，硬质合金应用于凿岩以后，钎头用钢的功能转变为用镶固或焊接的办法，将硬质合金固定在钎头体上，起到固定和支撑硬质合金的作用，并保证硬质合金在钻凿岩石过程中不产生移位和脱落。这样钎头用钢不再局限于工具钢类，也可以用合金结构钢或其他钢种来制造。

由于钎头的种类很多，按硬质合金形状分，有片状钎头、球齿钎头、复合齿钎头；按与钎杆的连接形式分，有锥孔连接钎头、螺纹连接钎头、花键连接钎头；按直径大小分，有小钎头、大钎头、中型钎头；按钎头制造工艺分，有焊接钎头、固齿钎头等。而且，不同种类的钎头，结构变化很大，使用时所受的应力也差别很大，有必要对钎头用钢的基本要求进行一些分类。而且，随着工业技术的不断向前发展，钎头的用途也越来越广，除上述各种钎头的继续推广使用外，不用硬质合金的全钢钎头，也仍有部门使用，例如炼铁高炉出铁口，在开口出铁时，用全钢钎头钻凿开口；锚杆支护也有用一次性全钢钎头钻进等。

片状钎头一般都是用焊接方法将硬质合金固定在钎头体上，片状钎头用钢的基本要求是：

1）焊接加热后要具有高的空冷硬化能力，焊后空冷钎头体的硬度要达到 35～50HRC 的要求。这一硬度要求是支撑片状硬质合金在凿岩进程中的最重要性能。低于这个硬度范围，在凿岩机的高频应力冲击下，尤其是钻凿硬岩时，钎头体片槽变形，容易出现硬质合金片位移而脱片，造成钎头早期报废。

2）在 35～50HRC 的硬度范围时，钎头体应具有较好的塑性和韧性及抗疲劳性能，避免出现裂裤、炸裤和疲劳断裂。

3）钎头体钢应与铜基或银基焊料有较好的浸润性，以保证有高的焊接温度和焊接性能及质量。

4）在焊接温度下不应出现晶粒长大，脱碳或严重氧化等情况。

5）钢的线胀系数与硬质合金的线胀系数差距愈小越好。差距大，焊接应力大，甚至拉裂硬质合金，造成钎头使用时的碎片或炸片现象。

6）具有较高的热稳定性和一定的高温强度和耐磨性，同时也应避免产生"胀裤"现象。

7）容易退火软化，且加工性能要好。国内外曾采用过或正在采用的片状钎头用钢有40SiMnCrNiMo（Z708整体钎）、40MnMoV（中国）、24SiMnCrNi2Mo（FF710瑞典）、45CrNiMo1V（瑞典钎头1号）、25CrNi3Mo（瑞典钎头2号）、30Cr2Ni4Mo（美、英En30B）。

3.1 40MnMoV

40MnMoV是冶金部钎钢工作队研制用做钎杆的钢种，它属贝氏体超高强度钢，用于钎杆时的凿岩寿命不十分理想。后用于合金毛管法生产中空钎钢时的内衬管，可起到内壁强化作用，减少了内疲劳的发生。40MnMoV钢的淬透性较好，用做钎头壳体时，在感应加热钎焊后，空冷或控制风冷，可得到复相的贝氏体或马氏体组织，硬度可在35～55HRC范围内调节，具有良好的强度和韧性配合。40MnMoV钢可焊性较好，因不含铬、镍，价格比较便宜。用它生产锥体连接小直径的钎头，多年来已成功地经受了凿岩检验。在合理的几何结构参数、制造工艺正确和合理的使用配合下，其钻速、寿命、合金利用率等已接近和达到同类产品的国际先进水平。壳体已基本上不构成钎头失效的薄弱环节。40MnMoV钢是适合于感应钎焊固片、固齿工艺的较好钎头钢种，远比50号、55号、40Cr钢强。

该钢的不足之处是，用于制造中小直径钎头时，在某些苛刻条件下进行凿岩时韧性显得不足。当凿岩条件（包括岩石极坚硬，冲击功较大）苛刻时，钎头几何结构参数的调整（加大尺寸）受到局限。

钎头焊后单个空冷或风冷（视季节）至室温，并在200℃以下适当保温，头部硬度以控制在38～43HRC为宜。

3.1.1 化学成分（表13.15-90）

表13.15-90 40MnMoV钢的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	Mo	V	S	P
0.35～0.44	1.40～1.80	0.50～0.80	0.40～0.60	0.07～0.15	≤0.030	≤0.030

3.1.2 临界点温度（表13.15-91）

表13.15-91 40MnMoV钢的临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f
723℃	803℃	287℃	127℃

注：试验用钢成分（质量分数）（%）C0.39，Si0.66，Mn1.70，Mo0.46，V0.12，Cu0.08，S0.020，P0.015。

3.1.3 力学性能（表13.15-92和图13.15-48）

表13.15-92 热处理制度对40MnMoV钢力学性能的影响

热处理制度	力学性能					
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HRC
880℃正火，200℃回火1h	1929	1573	9.5	40.0	60.8	53.5
等温淬火，880℃加热，350℃等温30min	1465	1105	13.5	46.0	59	43.5
880℃油淬，200℃回火1h	1870	1595	9.0	34.5	57.8	53.5

从表13.15-92可以看出，采用正火+低温回火工艺与采用淬火+低温回火工艺的性能基本一致。然而正火工艺较为简便，且内应力小，两者比较应选择正火工艺。

从模拟正火曲线（图13.15-54）可以看出，40MnMoV钢具有良好的淬透性，这就为钎头成批生产热处理工艺的简化创造了条件。

3.1.4 工艺性能

（1）退火工艺

完全退火（高温炉冷）并不能使其足够地软化，硬度仍然保持为276～313HB。但热轧后进行高温回火（740℃×6h，炉冷至300℃以下出炉），能获得充分分解的回火贝氏体组织，硬度可降至230HB以下，切削、冷拔无困难。

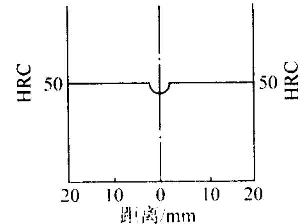


图13.15-48 40MnMoV钢的模拟正火曲线

（2）等温转变曲线（图13.15-49）

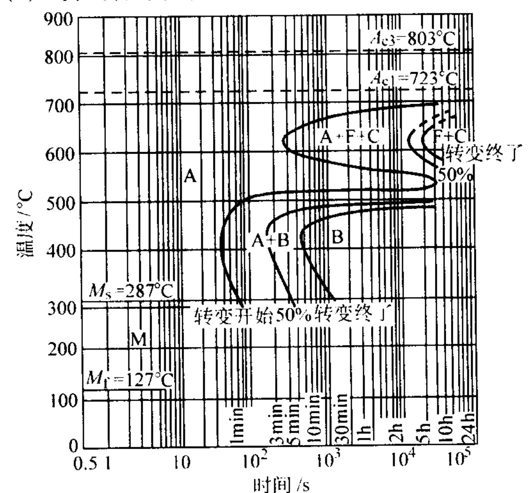


图13.15-49 40MnMoV钢的等温转变曲线

原始状态：正火。900℃，10 min。奥氏体化：晶粒度<10

等温转变曲线为热膨胀法、磁性法初测，金相法终测。

等温转变曲线，端淬曲线用钢成分（质量分数）（%）：C0.40，Si0.74，Mn1.72，Mo0.49，V0.15。Cu0.10，Cr0.12。

（3）端淬曲线（图13.15-50）

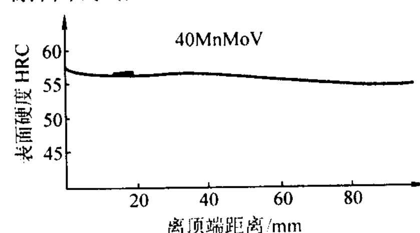


图13.15-50 40MnMoV钢的端淬曲线

3.2 35CrMoV

35CrMoV钢强度高，在重型机器制造业中常用来制造在高应力下工作的重要机器零件，例如长期在500～520℃下工

作的汽轮机转子的叶轮、多级涡轮鼓风机的转子、盖盘、轴盘；功率不大的发电机轴、以及水力发动机的零件等。

此钢用来做焊片小钎头壳体时，配以合理的焊接工艺，使用效果也不错，国内有的钎头厂仍在采用。

3.2.1　化学成分（表 13.15-93）

表 13.15-93　35CrMoV 钢的化学成分

（质量分数）（摘自 GB/T 3077—1999）　%

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
0.30 ~ 0.38	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	1.0 ~ 1.30	0.20 ~ 0.30	0.10 ~ 0.20	≤0.035	≤0.035

3.2.2　物理性能（表 13.15-94）

表 13.15-94　35CrMoV 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃			热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}（在下列温度时，℃）				线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}（在 20℃与下列温度（℃），时）						
A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	100	200	300	400	100	200	300	400	500	600	700
755	835	600	41.9	41.4	41.0	40.6	11.8	12.5	12.7	13.0	13.4	13.7	14.0

弹性模量 E/GPa（在下列温度时，℃）				切变模量 G/GPa（在下列温度时，℃）			
20	100	300	500	20	100	300	500
213	209	199	179	84	82	74.5	66.7

3.2.3　热加工工艺参数（表 13.15-95）

表 13.15-95　35CrMoV 钢热加工工艺参数

开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 180	850	> ϕ65 mm 缓冷

3.2.4　热处理工艺参数（表 13.15-96）

表 13.15-96　35CrMoV 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	860 ~ 880	900 ~ 920	650 ~ 670	890 ~ 910	600 ~ 650
冷却方式	炉冷	空气	空气	油或水	空气

3.2.5　力学性能（表 13.15-97，表 13.15-98 和图 13.15-51）

表 13.15-97　35CrMoV 钢室温力学性能（标准规定最低值）

热处理用毛坯直径或厚度/mm	试样状态	取样位向	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB	数据来源
25	900℃油淬，630℃回火，水或油冷	纵向	1 080	930	10	50	88		GB 3077—88
≤120	880 ~ 900℃油淬 640 ~ 660℃回火 空气或油冷	切向	814	685	13	35	39	255 ~ 302	原一机部汽轮机厂叶轮标准
> 120 ~ 200			785	635	14	35	49	241 ~ 285	
> 200 ~ 250			765	590	14	35	49		

3.3　45CrNiMoVA

45CrNiMoVA钢与 40CrNiMoA 钢相比，其铬、镍、钼、碳含量均略高，并含有质量分数为 0.10% ~ 0.20%钒。所以经过适当的调质处理后，其强度及综合力学性能均优于 40CrNiMoA钢。一般用于制造中、重型机器零件。例如扭力轴、变速箱轴、摩擦离合器轴等。

此钢也可做热嵌固齿工艺的钎头壳体（瑞典把 40CrNiMoVA钢称为钎头 1 号）。

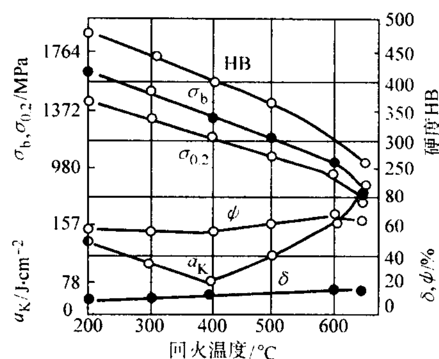


图 13.15-51　35CrMoV 钢 850℃水淬并在不同温度回火后的力学性能

表 13.15-98　35CrMoV 钢的疲劳强度

σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	疲劳试验循环次数 N	σ_N/MPa	τ_N/MPa
883	745	5 × 10^5	476	240
		1 × 10^6	451	
		5 × 10^6	378	

3.3.1　化学成分（表 13.15-99）

表 13.15-99　45CrNiMoVA 钢的化学成分

（GB/T 3077—1999）（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	P	S
0.42 ~ 0.49	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.80 ~ 1.10	1.30 ~ 1.90	0.20 ~ 0.30	0.10 ~ 0.20	≤0.25	≤0.030	≤0.030

3.3.2　物理性能与热加工工艺参数（表 13.15-100）

表 13.15-100　45CrNiMoVA 钢临界点温度及热加工工艺参数

临界温度（近似值）/℃		热加工开始温度/℃	热加工终止温度/℃
A_{c1}	A_{c3}	1 180	850
720	825		

3.3.3　热处理工艺参数（表 13.15-101）

表 13.15-101　45CrNiMoVA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温软化回火	调质处理	
				淬火	回火
加热温度/℃	620 ~ 880	900 ~ 940	630 ~ 720	850 ~ 970	根据需要选定
冷却	炉冷	空气	空气	油淬	空气

3.3.4　力学性能（表 13.15-102，表 13.15-103 和图 13.15-52）

表 13.15-102　45CrNiMoVA 钢室温抗拉及冲击性能

（摘自 GB/T 3077—1999）

热处理毛坯	热处理	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
标准试样	860℃油淬，460℃回火，油冷	≥1 470	≥1 325	≥7	≥35	≥39

表 13.15-103　45CrNiMoVA 钢低温冲击韧度

试验温度/℃	- 60	- 40
a_K/J·cm^{-2}	43	44

注：试样经 860℃油淬，460℃回火。

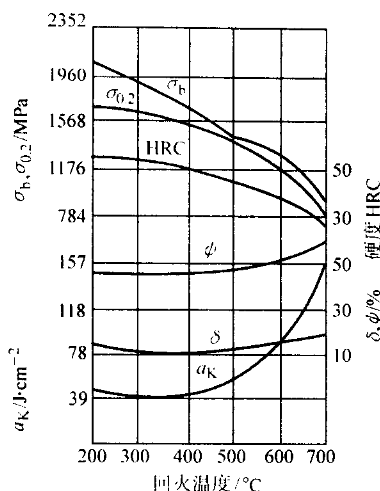


图 13.15-52 45CrNiMoV 钢 860℃油淬后，在不同温度回火 2 h 空冷后的力学性能

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.45，Si0.27，Mn0.70，Cr1.01，Ni1.70，Mo0.17，V0.13

3.4 Q45NiCr1Mo1VA

Q45NiCr1Mo1VA 钢属于 Cr－Mo－V 系统的低合金超高强度钢，由于在钢中增加了铬、钼含量，大大地提高了奥氏体化温度，提高了抗回火稳定性，降低了钢的回火脆性。

该超高强度钢属高温回火索氏体钢，采用高温回火，可以得到很好的强韧性配合，在基本相同的屈服强度水平条件下，具有较高的断裂韧性。

此钢具有较好的淬透性能，截面在 25 mm 以下的部件在静止空气中进行冷却，即可淬硬。

这种高温回火的调质钢球状碳化物弥散分布的基体组织具有良好的抗硫化氢、二氧化碳、氯离子等的应力腐蚀疲劳性能。

这种钢主要用于制造凿岩用钎头壳体，该钢种有较强的二次硬化效应，在 600℃温度以下的中温区进行回火，回火硬度在 47HRC 范围内，具有相当高的强度与韧性配合，钎头体耐磨、保径好。

该钢线（膨）胀系数较高，很适合钎头壳体与硬质合金柱齿热过盈固齿。该钢也可采用钎头过盈固齿工艺及钎头焊片工艺。

3.4.1 化学成分（表 13.15-104）

表 13.15-104 Q45NiCr1Mo1VA 钢化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S
0.42～0.48	0.15～0.30	0.60～0.90	0.90～1.20	0.40～0.70	0.90～1.10	0.05～0.15	≤0.025	≤0.025

3.4.2 物理常数

1）临界点（近似值）（表 13.15-105）。

表 13.15-105 Q45NiCr1Mo1VA 钢临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	M_s
730	790	290

2）熔点 1 505℃。

3）密度 7.87 g/cm³。

4）弹性模量 表 13.15-106。

5）线胀系数 表 13.15-107。

6）热导率 λ 表 13.15-108。

表 13.15-106 Q45NiCr1Mo1VA 钢弹性模量 E

温度/℃	100	200	300	400	500	600
E/GPa	216	212	206	198	187	176

表 13.15-107 Q45NiCr1Mo1VA 钢线胀系数 α_l

温度	100	200	300	400	500	600	700	800
$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	8.1	9.9	11.5	12.6	13.2	13.1	12.9	10.5

表 13.15-108 Q45NiCr1Mo1VA 钢热导率 λ

温度/℃	250	300	400	500	600	700	800
$\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot L^{-1}$	40.05	39.67	39.25	39.25	37.56	34.18	39.25

3.4.3 力学性能（表 13.15-109，图 13.15-53）

表 13.15-109 Q45NiCr1Mo1VA 钢不同温度回火的力学性能

热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	CVN
	MPa		%		$/J\cdot cm^{-2}$
880℃油淬，300℃回火，空冷	1 880	1 620	42.8	8	16.9
880℃油淬，400℃回火，空冷	1 680	1 500	38.6	10	16.7
880℃油淬，450℃回火，空冷	1 605	1 445	42.0	10	17
880℃油淬，500℃回火，空冷	1 540	1 410	45.0	12	20
880℃油淬，550℃回火，空冷	1 530	1 395	46.8	12.4	27
880℃油淬，600℃回火，空冷	1 445	1 355	49	13	33.2
880℃油淬，650℃回火，空冷	1 310	1 210	51.3	15	45.6
880℃油淬，680℃回火，空冷	971	896	60	20	81.5
880℃油淬，700℃回火，空冷	906	813	61.3	19	96.3
880℃油淬，720℃回火，空冷	851	696	59	23	98

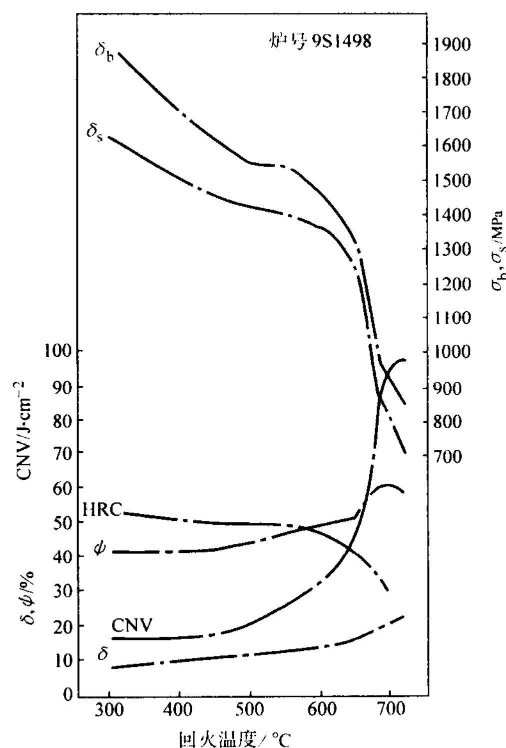


图 13.15-53 Q45NiCr1Mo1VA 钢不同温度回火后的力学性能

3.4.4 工艺性能（表 13.15-110～表 13.5-112 和图 13.15-54～13.15-56）

表 13.15-110 Q45NiCr1Mo1VA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方法
1 150～1 200	≥1 050	≥880	≥缓冷

表 13.15-111 Q45NiCr1Mo1VA 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	等温淬火
温度/℃	618～813	900～920	670～690	880	550	880
冷却	炉内	空气	空气	油	空气	205℃
硬度 HB	≤260		≤260			

表 13.15-112 Q45NiCr1Mo1VA 钢晶粒长大倾向

试验温度/℃	830	880	930	980	1 030	1 080	1 130	1 180	1 230
晶粒度级别	>8	7～8	6～7	5～6	5～6	4～5	2～3	2	>1

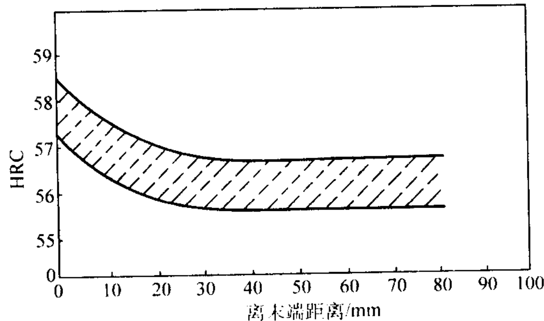


图 13.15-54 Q45NiCrMoVA 钢淬硬性带

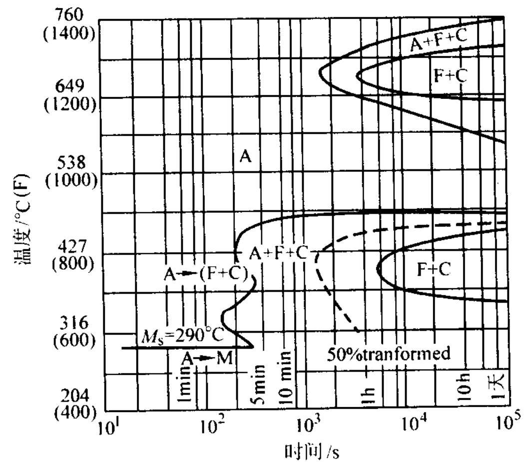


图 13.15-55 Q45NiCrMoVA 钢等温转变曲线
用钢成分（质量分数）(%)：C0.45，Si0.25，Mn0.80，Ni0.55，Cr1.15，Mo1.00，V0.05

3.4.5 交货状态

Q45NiCrMoVA 钢于退火或高温回火后硬度为 260HB 交货。

3.4.6 生产品种规格

Q45NiCrMoVA 钢生产品种规格有热轧材 ϕ40～120 mm；锻材 ϕ60～170 mm。

3.5 其他

中国也有用 40Cr、50（50Mn）作片凿钎头壳体的。

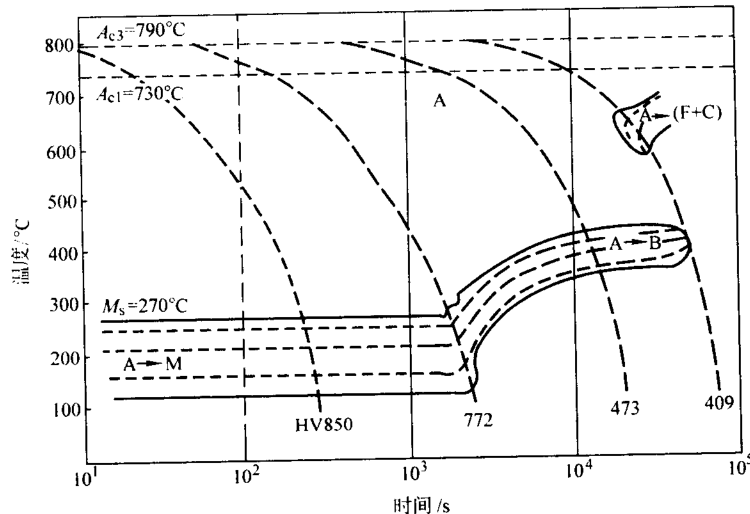


图 13.15-56 Q45NiCrMoVA 钢连续冷却转变曲线
用钢成分（质量分数）(%)：C0.46，Si0.26，Mn0.81，Ni0.67，Mo0.90，Cr1.14，V0.09

4 连接套用钢

连接套是螺纹钎具中，连接钎尾与钎杆或钎杆与钎杆，从而保证凿岩机功率有效的传递到钎头，进行钻凿岩面的重要连接件。它通过内螺纹将钎尾和钎杆的外螺纹紧固相接；在冲击凿岩过程中，连接套通过凿岩机的旋转机械随钎具的整体旋转和凿岩设备的推力装置将两头外螺纹锁紧和端面接触，以保证凿岩机功率的有效传递。但由于螺纹的加工精度和尺寸公差，连接套的内螺纹与钎尾或钎杆的外螺纹之间始终存在间隙。而且，连接套的截面都大于钎尾螺纹和钎杆螺纹的截面并具有一定的重量，在高频冲击下，由于产生弹性应力波的反射和连接套中内外螺纹产生摩擦和滑移而产生热量，造成凿岩机效率的降低。连接套在螺纹凿岩钎具中是造成钎尾和钎杆螺纹磨损的零件，它的硬度高低和寿命对钎尾和钎杆的螺纹磨损和断裂寿命具有重要的直接影响。

连接套用钢的基本要求是：

1）要有高的强度和韧性的良好配合，是保证连接套的紧固性和不易胀破、胀裂的重要条件。

2）高的耐磨性和热稳定性或抗高温软化性，是保证连接套在使用时，在摩擦、滑移和冲击下仍保证有一定使用寿命的必要条件。

3）连接套的失效有磨损失效和疲劳断裂失效，高的疲劳强度，低的缺口敏感性和低的疲劳裂纹扩展速率有利于提高连接套的使用寿命。

4）良好的加工性能，以保证高的加工精度。

由于连接套是钎尾和钎杆的螺纹磨损件，从经济性和便

于更换磨损件出发，往往使连接套的综合性能指标略低于钎尾或钎杆的综合性能指标或与之相匹配。从连接套国内外的生产和使用情况看，连接套用钢可分为3类：渗碳热处理类、感应热处理类和常规热处理类。国外使用前两类钢种多，国内使用后一类钢种较多。

渗碳处理类连接套用钢：有20CrNi3Mo、30CrNi4Mo、22SiMnCrNi2Mo、25CrNi3Mo、20CrMnTi、20CrMnMo、35SiMnMoV（渗碳后等温淬火）等。

感应热处理类连接套用钢：有30CrNi4Mo、25Cr3Mo、38CrNi3Mo、38SiCrV等。国外采用8 kHz或10 kHz中频感应加热，内表面淬火工艺。

常规热处理类连接套用钢：有40Cr、35CrMo、35SiMnMoV、40SiMnCrNiMo。我国应用较多，采用淬火后，中、高温回火工艺，或等温淬火工艺。

4.1 20CrMnTi

20CrMnTi一般作渗碳钢用，也可调质后使用。

这种钢的工艺性能良好，正火后有良好的被切削加工性，相对加工性为75%，并可得到光洁的表面。为了避免出现带状组织而导致被切削加工性与粗糙度变坏，正火时必须采用风冷。这种钢渗碳后可以降温立即淬火，零件的变形极小，利于制造几何形状复杂的零件。选择合适的渗碳工艺处理后的零件，表面层碳含量适中，过渡层碳含量梯度平缓，晶粒不易长大。这种钢经渗碳淬火后，具有硬而耐磨的表面与极其坚韧的心部；其低温冲击值也较高。

在冶炼时，将碳控制在中、下限，锰控制在中限以上，碳与钛质量分数之差值控制在0.1±0.01~0.02%为宜，这对钢的综合性能有良好的影响。当钢的合金元素含量均在下限时，即使全截面只有8 mm，亦难以淬透。

此钢可用于制造连接套。

4.1.1 化学成分（表13.15-113）

表13.15-113 20CrMoTi钢化学成分（质量分数）

（摘自GB/T 3077—1999） %

C	Si	Mn	Cr	Ti	S	P	Ni	Cu
0.17~0.23	0.17~0.37	0.80~1.10	1.00~1.30	0.04~0.10	≤0.035	≤0.035	≤0.30	≤0.30

4.1.2 物理性能（表13.15-114）

表13.15-114 20CrMnTi钢物理性能

临界温度（近似值）/℃			线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$（在20℃到下列温度（℃）间）					
A_{c1}	A_{c3}	M_s	200	300	400	500	600	700
725	810	368	11.7	12.5	13.7	14.2	14.4	14.5

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.18，Si0.27，Mn0.92，Cr1.07，Ti0.12。

4.1.3 热加工工艺参数（表13.15-115）

表13.15-115 20CrMnTi钢热加工工艺参数

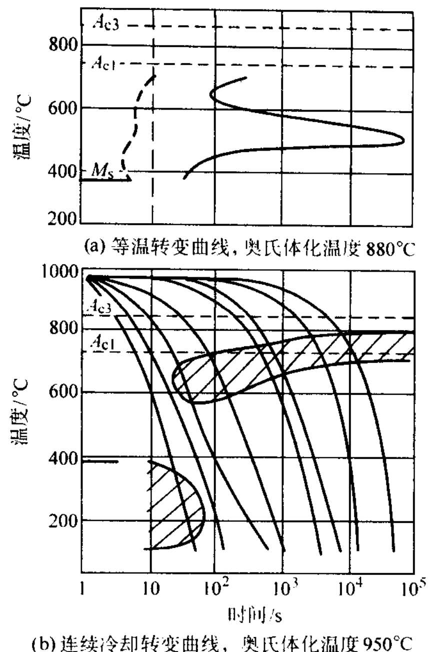
开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 200	900	≥ϕ100 mm，缓冷

4.1.4 热处理（表13.15-116，表13.15-117，图13.15-57~图13.15-60）

表13.15-116 20CrMnTi钢热处理工艺参数

项目	正火	淬火	回火	渗碳	渗碳后淬火		回火
					一次	二次	
加热温度/℃	950~970	850~880	500~650	900~920	870~890	860~880	180~200
冷却	空气	油	空气		油	油	空气
硬度	HB156~207		按需要				渗层56~62HRC 心部30~45HRC

注：亦可采用降温至820~850℃后直接油淬。



(a) 等温转变曲线，奥氏体化温度880℃

(b) 连续冷却转变曲线，奥氏体化温度950℃

图13.15-57 20CrMnTi钢过冷奥氏体转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）（%）：C0.21，Si0.28；Mn0.92，Cr1.08，Ti0.14

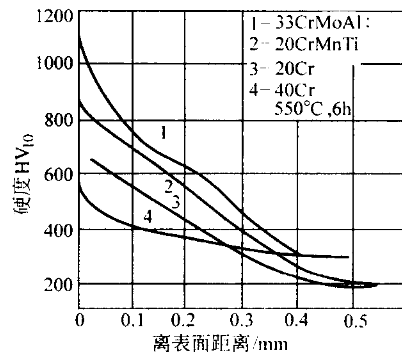


图13.15-58 20CrMnTi钢离子渗氮后的硬度梯度曲线（并与其他钢种比较）

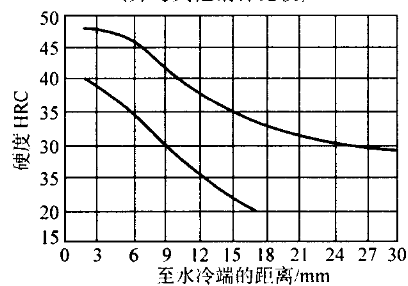


图13.15-59 20CrMnTi钢淬硬性带

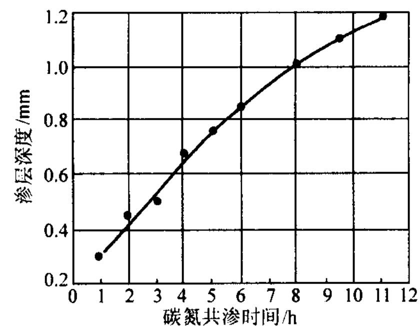


图13.15-60 20CrMnTi钢碳氮共渗时间与渗层深度的关系

表 13.15-117　20CrMnTi 钢淬火临界直径　mm

最小值		最大值	
水中	油中	水中	油中
35/25	20/10	55/40	40/25

注：分子为半马氏体时数值，分母为 90%马氏体时数值。

4.1.5　力学性能（表 13.15-118，表 13.15-119 和图 13.15-61）

表 13.15-118　20CrMnTi 钢室温拉伸、冲击韧度及硬度

序号	试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB
1	一次 880℃油淬，二次 870℃油淬；200℃回火，水或油冷	≥1 080	≥835	≥10	≥45	≥69	
2	960℃正火，870℃油淬，200℃回火	1 280	1 065	12.5	53.5	98	
3	960℃正火，870℃油淬，200℃回火	1 100	794	15.0	53.0	118	
4	930℃伪渗碳 8 h，直接油淬，200℃回火	1 115	868	15.5	54.0	110	335
5	930℃伪渗碳 8 h，降温至 900℃油淬，200℃回火	1 060	858	16.0	62.5	138	329
6	930℃伪渗碳 8 h，降温至 875℃油淬，200℃回火	1 110	883	17.0	58.0	130	338

表 13.15-119　20CrMnTi 钢冷脆转变温度

钢样编号	试样热处理状态	硬度 HRC	冷脆转变温度/℃		
			T_{90}	T_{50}	T_{10}
A	880℃淬火，	38	40	0	-40
B	200℃回火	40	60	30	-20
A	880℃淬火，	28	20	-10	-60
B	500℃回火	28	20	-20	-60

注：钢样 A 及 B 的成分见图 13.15-61，表中 T_{90} 表示宏观断口上纤维组分为 90%时的冷脆转变温度，余类推。

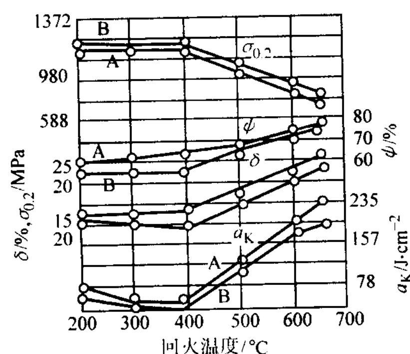


图 13.15-61　20CrMnTi 钢 880℃油淬并在不同温度回火后的力学性能
试样 A 的成分（质量分数）(%)：C0.18，Si0.27，Mn0.92，Cr1.07，Ti0.12；
试样 B 的成分（质量分数）(%)：C0.21，Si0.28，Mn0.92，Cr1.08，Ti0.14

4.2　20MnVB

20MnVB 钢具有良好的淬透性，比 20CrMnTi 钢稍好，更优于 20Cr 钢，对提高渗碳零件的心部性能有利。这种钢热处理工艺性能良好，渗碳速度与 20CrMnTi 近似，较 20Cr 钢稍慢（约慢 10%～15%）。在正常的渗碳温度（920～960℃）下晶粒不显著长大，渗碳后可降温直接淬火。20MnVB 渗碳零件的热处理变形情况尚好，但与 20CrMnTi 和 20MnTiB 钢相比则变形倾向较大。渗碳层碳浓度不高，渗碳后冷却不当，表面层会发生贫碳现象，对于渗碳淬火后不再磨削加工的零件应注意。渗碳层中碳浓度梯度变化平缓，不会引起钢组织和性能的突然变化，淬火后残余奥氏体含量甚少，淬火后有高的硬度、强度、耐磨性和疲劳极限，而且有较好的低温冲击韧性。

这种钢的锻造性能良好，锻后正火硬度较低，不需要附加高温回火，被切削加工性能也较好。

此钢可以用于制作连接套。

4.2.1　化学成分（表 13.15-120）

表 13.15-120　20MnVB 钢化学成分（摘自 GB/T 3077—1999）（质量分数）　%

C	Si	Mn	V	B	S	P
0.17～0.23	0.17～0.37	1.20～1.60	0.07～0.12	0.000 5～0.003 5	≤0.035	≤0.035

4.2.2　物理性能与热加工（表 13.15-121）

表 13.15-121　20MnVB 钢临界温度与热加工工艺参数

临界温度（近似值）/℃				开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	1 200	850	空冷
720	840	770	635			

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.20，Si0.33，Mn1.00，V0.06，B0.002 5。

4.2.3　热处理（表 13.15-122 和图 13.15-62～图 13.15-66）

表 13.15-122　20MnVB 钢热处理工艺参数

项目	正火	渗碳	降温淬火	淬火	回火
加热温度/℃	950～970	920～940	800～830	780～840	180～200
冷却	空冷	650～700℃出炉空冷	油	油或水	空气
硬度	149～179HB	≤30HRC		≥60HRC	表面 56～62HRC 心部 30～45HRC

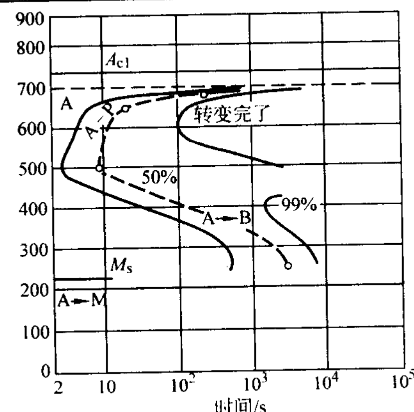


图 13.15-62　20MnVB 钢（渗碳后）的等温转变曲线
（奥氏体化温度 810℃）

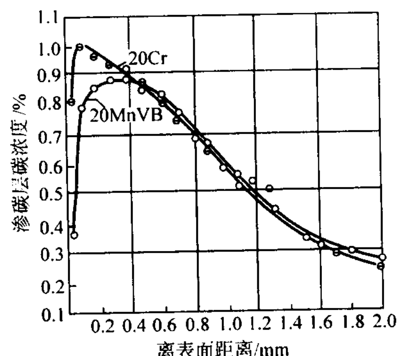


图 13.15-63　20MnVB 钢渗碳层的碳浓度梯度曲线（并与 20Cr 钢比较）
试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.20，Mn1.27，V0.17，B0.002；940℃渗碳，保温 7 h，炉中冷却

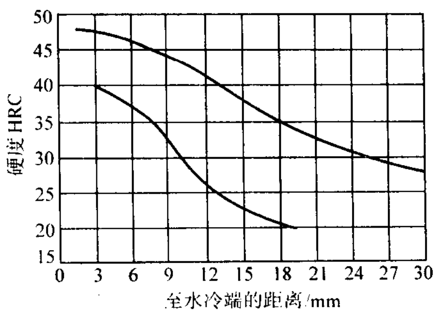


图 13.15-64 20MnVB 钢的淬硬性带

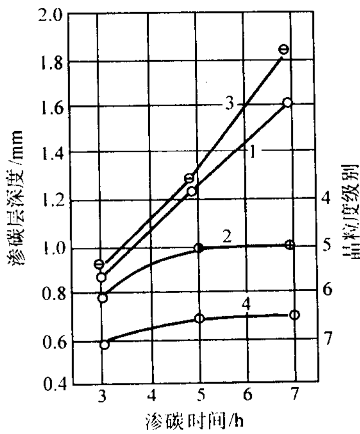


图 13.15-65 20MnVB 钢渗碳时间与渗碳层深度的关系
（并与 20Cr 钢比较）（渗碳温度 940℃）
1—20MnVB 渗碳层深度；2—20MnVB 晶粒度；
3—20Cr 渗碳层深度；4—20Cr 晶粒度

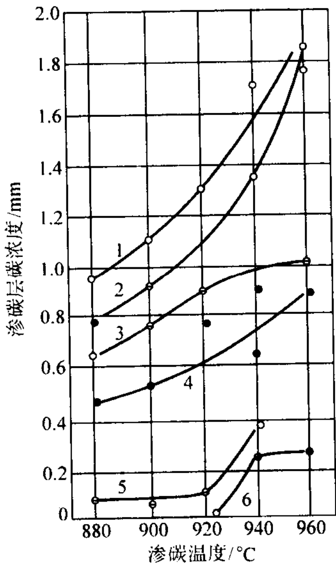


图 13.15-66 20MnVB 钢渗碳温度与渗碳层深度的关系
（并与 20Cr 钢比较）（固体（木炭 + $BaCO_3$10%）渗碳，保温 8 h）
1，3，5—20Cr 2，4，6—20MnVB

4.2.4 力学性能（表 13.15-123、表 13.15-124 和图 13.15-67）

表 13.15-123 20MnVB 钢室温拉伸、冲击性能及硬度

热处理毛坯直径/mm	试样状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HB
15①	860℃ 淬油，200℃ 回火，空冷或水冷	≥1 080	≥880	≥10	≥45	≥69	
25	860 ~ 880℃ 正火	579	360	30	69	157	
15	930℃加热 8 h，淬油，200℃回火	1 400	1 120	12	39.5	83	375
	930℃加热 8 h，降温至 850℃，淬油，200℃回火	1 440	1 155	12	50.0	84	387
	930℃加热 8 h，降温至 825℃，淬油，200℃回火	1 430	1 175	12	52.0	88	389
	930℃加热 8 h，降温至 800℃，淬油，200℃回火	1 440	1 120	12	53.5	91	387
	930℃加热 8 h，降温至 775℃，淬油，200℃回火	1 430	1 205	13	53.0	88	364
15	950 ~ 970℃ 正火，890℃ 淬火，200℃回火 1 h	1 480	1 235	13.5	54	74	44 HRC

① 摘自 GB/T 3077—1999。

表 13.15-124 20MnVB 钢渗碳淬火后的弯曲及冲击性能

试验项目	试样尺寸/mm × mm × mm 及试验条件	热处理	试验结果	备 注
无缺口弯曲试验	15 × 15 × 100 支距 80 mm	930℃ 气体渗碳 2.5 ~ 3 h，840℃ 淬油，200℃ 回火 90 min	抗弯强度 = 1 960 MPa	表面硬度 59 ~ 61HRC 渗碳层深度 0.93 ~ 1.02 mm
缺口弯曲试验	15.3 × 15.3 × 100 缺口深 0.3，支距 80 mm		抗弯强度 = 1 825 MPa (186 kgf/mm²)	
冲击试验	15 × 15 × 100 无缺口，支距 80 mm		冲击功 = 146 ~ 177 J	
薄片弯曲试验	2 × 12 × 80 支距 50 mm		抗弯强度 = 1 865 MPa	基本渗透 表面硬度 58 ~ 59HRC

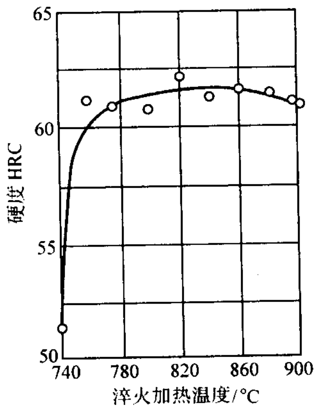


图 13.15-67 20MnVB（渗碳后）淬火温度对硬度的影响
（淬火介质 160℃硝盐浴）

5 钎尾用钢

钎尾是螺纹钎具中与凿岩机配合的一个重要部件，它承担将凿岩机活塞产生的冲击应力传递给钎杆，再经过钎杆传递给钎头后钻凿岩石。钎尾装在凿岩机内，处于凿岩机头部。钎尾一端在凿岩机内，承受活塞的高频冲击，另一端螺纹部位突出凿岩机外，通过连接套与钎杆连接。受活塞冲击一端，主要是接触疲劳破坏，钎尾螺纹端与螺纹钎杆的破断机理相同。由于钎尾是凿岩机的一个重要零件，在一定意义上代表凿岩机的质量和寿命，受到凿岩机生产厂的高度重视。为了保证钎尾具有高的质量和使用寿命，往往采用最好的钢种和最佳的热处理工艺和很高的加工精度来加以保证。

钎尾用钢的基本要求：

1）高强度和高韧性的配合。

2）高的接触疲劳强度和低的缺口敏感性及低的疲劳扩展速率。

3）高的弯曲疲劳强度和热稳定性及抗回火软化性或高温强度。

4）高的耐磨性和抗腐蚀疲劳的能力。

5）良好的加工性能，包括切削性能、磨削性能和粗糙度等。

钎尾用钢有 23～30CrNi3Mo、24CrMo、20～30Cr3Ni4Mo、22SiMnCrNi2Mo、18Cr2Ni4WA、30CrMnSiNi2A、25～35SiMnMoV 等。

5.1 18Cr2Ni4WA

18Cr2Ni4WA 钢是含镍较高的高级优质合金结构钢，具有高的强度、韧性和良好的淬透性。此钢一般用作截面较大，载荷较高，而又需要良好的韧性和缺口敏感性甚低的重要零件，例如截面较大的齿轮、传动轴、曲轴、花键轴、活塞销等。此钢可经渗碳后淬火回火使用，亦可不经渗碳在调质状态下使用。这种钢经渗碳、二次加热淬火并低温回火后，表面有较高的硬度和耐磨性，心部有很高的强度和韧性。此钢亦可用渗氮处理以提高其疲劳极限及耐腐蚀性能。该钢也适用于做中大功率凿岩机钎尾。

18Cr2Ni4WA 钢由于合金元素含量较高，工艺性能较差，锻造时变形抗力较大，锻件的氧化皮不易清理，需要较长的酸洗时间才能清除干净。此钢锻件正火后硬度较高，需经长时间的高温回火才能软化。被切削性较差，其切削加工性能为：当硬度为 270HB 时，相对加工性为 70%，硬度为 321～385HB 时，为 50%。

此钢中的钨含量，也可用相当其含量的 1/3 的钼（质量分数为 0.30%～0.40%）取代，即成为 18Cr2Ni4MoA 钢。

5.1.1 化学成分（表 13.15-125）

表 13.15-125 18Cr2Ni4WA 钢化学成分

（质量分数）（摘自 GB/T 3077—1999） %

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	P	S	Cu
0.13～0.19	0.17～0.37	0.30～0.60	1.35～1.65	4.00～4.50	0.80～1.20	≤0.030	≤0.030	≤0.25

5.1.2 物理性能（表 13.15-126）

表 13.15-126 18Cr2Ni4WA 钢物理性能

临界温度/℃					线胀系数 $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$（在20℃与下列温度（℃），间					热导率 $\lambda/W\cdot m^{-1}\cdot K^{-1}$（在下列温度(℃),时			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s	200	300	400	500	600	70	230	530	900
700	810	400	350	342	11.2	12.0	13.2	13.8	14.0	23.9	25.5	28.1	24.3

5.1.3 热加工工艺参数（表 13.15-127）

表 13.15-127 18Cr2Ni4WA 钢热加工工艺参数

开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 180	850	有白点敏感性，≥ϕ75 mm 时应缓冷

5.1.4 热处理工艺参数（表 13.15-128 和图 13.15-68、图 13.15-69）

表 13.15-128 18Cr2Ni4WA 钢热处理工艺参数

项目	高温软化回火	调质处理		表面渗碳硬化处理		
		淬火	回火	渗碳	淬火①	回火
加热温度/℃	650～680	850～870	根据需要选定	900～920	840～860	150～200
冷却方式	空冷	油淬	油冷或水冷		油淬	空冷

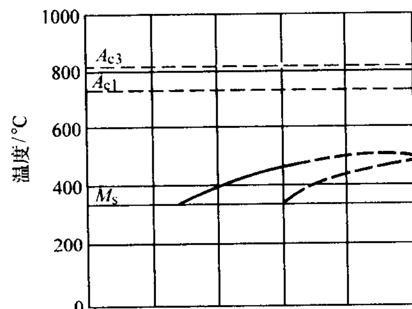
① 渗碳后亦可进行两次淬火，淬火温度分别为 880～900℃ 及 820～840℃。

5.1.5 力学性能（表 13.15-129～表 13.15-135 和图 13.15-68～图 13.15-71）

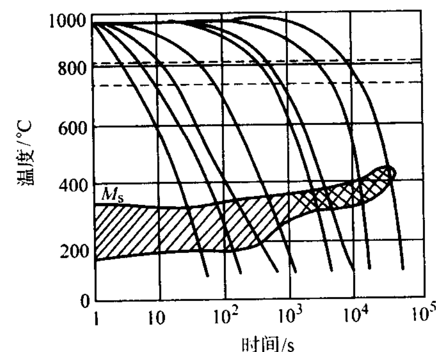
表 13.15-129 18Cr2Ni4WA 钢的室温拉伸及冲击性能

序号	热处理毛坯直径/mm	热处理状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
1	15	950℃一次淬火，空冷 850℃二次淬火，空冷 200℃回火，空冷	≥1 175	≥835	≥10	≥45	≥98
2	25	900℃油淬 200℃回火	1 390	1 095	13.5	59.0	140

注：序号 1 摘自 GB/T 3077—1999；序号 2 数据为实测值；试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C 0.18，Si0.20，Mn0.60，Cr1.67，Ni4.34，W0.51。



(a) 等温转变曲线，奥氏体化温度 860℃



(b) 连续冷却转变曲线，奥氏体化温度 950℃

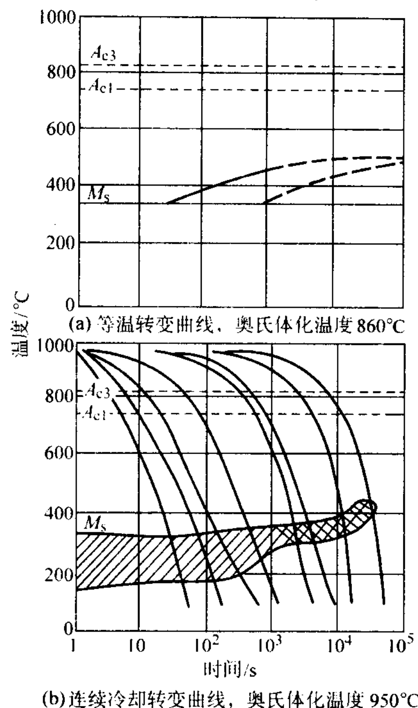
图 13.15-68 18Cr2Ni4WA 钢的过冷奥氏体转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.15，Si0.34，Mn0.44，Cr1.44，Ni4.22，W1.20

表 13.15-130　18Cr2Ni4WA 钢室温疲劳极限

试验用钢主要成分(质量分数)/%				淬火后回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa	σ_{-1k}/MPa
C	Cr	Ni	W				
0.18	1.45	4.40	0.88	560	995	510	245
				200	1 380	559	353

注：光滑疲劳试验试样直径 7.52 mm；缺口疲劳试验试样直径 9.02 mm，缺口深度及半径 0.75 mm。



(a) 等温转变曲线，奥氏体化温度 860℃

(b) 连续冷却转变曲线，奥氏体化温度 950℃

图 13.15-69　18Cr2Ni4WA 钢的过冷奥氏体转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.15，Si0.34，Mn0.44，Cr1.44，Ni4.22，W1.20

表 13.15-131　18Cr2Ni4WA 钢室温疲劳极限

试验用钢主要成分（质量分数）/%				淬火后回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa	σ_{-1k}/MPa
C	Cr	Ni	W				
0.18	1.45	4.40	0.88	560	995	510	245
				200	1 380	559	353

注：光滑疲劳试验试样直径 7.52 mm；缺口疲劳试验试样直径 9.02 mm，缺口深度及半径 0.75 mm。

表 13.15-132　18Cr2Ni4WA 不同直径钢坯热处理后的室温力学性能

试验用钢主要成分(质量分数)(%)及热处理	热处理钢坯直径/mm	试样取样部位	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HRC
C0.18 Si0.20 Mn0.60 Cr1.67 Ni4.43 W0.51 900℃油淬 200℃回火	25	心部	1 395	1 100	13.5	58.5	147	40
	60	心部	1 390	1 105	14.0	58.0	121	41
	90	近表面	1 395	1 065	13.5	55.5	135	42.5
		心部	1 400	~	13.5	55.0	129	42.5

续表 13.15-132

试验用钢主要成分(质量分数)(%)及热处理	热处理钢坯直径/mm	试样取样部位	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HRC
C0.18 Si0.20 Mn0.60 Cr1.67 Ni4.43 W0.51 900℃油淬 200℃回火	120	近表面	1 375	1 050	14.0	59.0	127	43
		1/2半径	1 380	1 045	14.0	55.0	139	42
		心部	1 410	1 080	13.5	55.0		42.5
	150	近表面	1 370	995	14.5	59.5	140	41.5
		1/2半径	1 375	1 010	14.0	58.5	144	42.5
		心部	1 375	1 000	14.0	59.0	127	43
C0.15 Si0.34 Mn0.44 Cr1.44 Ni4.22 W1.20 860℃油淬 200℃回火	40	心部	1 275	1 050	14.0	69.0	147	41
	60	心部	1 225	1 090	15.0	62.0	137	39
	80	1/2半径	1 225	1 110	12.0	54.0	167	40
	100	1/2半径	1 205	1 080	15.0	63.0	157	38
	120	1/2半径	1 195	1 070	13.0	60.0	157	39

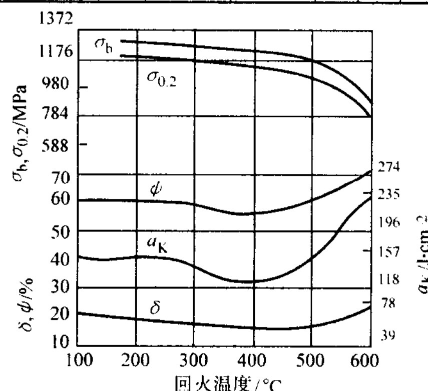


图 13.15-70　18Cr2Ni4WA 钢淬火后在不同温度回火后的力学性能

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.16，Si0.21，Mn0.41，Cr1.47，Ni4.17，W0.97；热处理毛坯直径 15 mm，950℃空冷，850℃空冷

表 13.15-133　18Cr2Ni4WA 钢渗碳并热处理后的性能

试验用钢成分(质量分数)/%	试样热处理状态	试验项目	试样尺寸及试验条件/mm×mm×mm	试验结果
C0.18 Cr0.20 Mn0.60 Cr1.67 Ni4.34 W0.51	连续式气体渗碳炉渗碳，各区温度 850～940—900～840℃，油淬后再次加热至 800℃，油淬，200℃回火	抗弯试验①	15×15×100 支距 80	抗弯强度 2 115 MPa 抗弯屈服强度 1 695 MPa
		缺口抗弯试验①	15.3×15.3×100 缺口深度 0.3，支距 80	抗弯强度 1 905 MPa
		薄片抗弯试验②	2×12×80 支距 50	抗弯强度 1 730 MPa
		冲击试验①	15×15×100 无缺口，支距 80	冲击功 157～190 J 平均值 168 J

① 渗碳层深度 1.20 mm，表面硬度 56HRC，心部硬度 42HRC。

② 渗碳渗透。

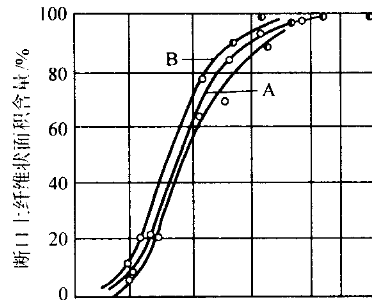
表 13.15-134　18Cr2Ni4WA 钢不同温度时的拉伸及冲击性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
20	1 225	1 090	12.0	60.5	127
250	1 185	1 060	12.0	60.0	133
300	1 185	1 050	15.5	64.0	120
400	1 060	961	14.0	69.5	105
450	1 010	922	13.5	68.0	100
500	883	814	14.0	70.0	104
550	755	706	16.0	73.0	108

表 13.15-135　18Cr2Ni4WA 钢低温冲击及脆性转变温度

试验用钢	试样硬度 HRC	脆性转变温度/℃		
		T_{90}	T_{50}	T_{10}
A	24	-80	-120	-140
B		-80	-100	-140
A	41	-60	-100	-130

注：试验用钢成分见图 13.15-76。
T_{90}为宏观断口上纤维状面积占 90%时的脆性转变温度，余类推。



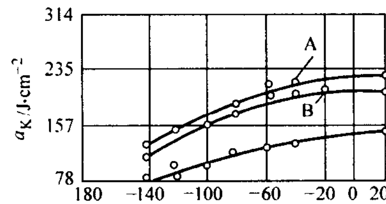


图 13.15-71　18Cr2Ni4WA 钢低温冲击韧性曲线

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：钢 A　C0.15，Si0.34，Mn0.44，Cr1.44，Ni4.22，W1.20；
钢 B　C0.18，Si0.31，Mn0.37，Cr1.55，Ni4.05，W0.75
实线—淬火后 650℃回火，24HRC；虚线—淬火后 200℃回火，41HRC

5.2　30CrMnSiNi2A

30CrMnSiNi2A钢是在 30CrMnSiA 钢的基础上，提高其锰、铬含量，并添加质量分数为 1.40%～1.80%镍而发展起来的一种超高强度钢。成分的调整使其淬透性显著提高，并在较高的强度水平时仍具有较好的冲击韧性。但此钢有较严重的回火脆性，所以应避免在 400～550℃的温度范围内回火。此钢有脱碳倾向，对缺口也较敏感，进行零件设计及热处理工艺等时应充分注意。

30CrMnSiNi2A钢适用于制造承受切应力的高强度螺栓及轴类、飞机起落架及其他重要连接件等。

此钢也可用于制造中大功率凿岩机的钎尾。

5.2.1　化学成分（表 13.15-136）

表 13.15-136　30CrMnSiNi2A 钢化学成分
（YB6—71）（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
0.26～0.33	0.90～1.20	1.00～1.30	≤0.040	≤0.040	0.90～1.20	1.40～1.80	≤0.30

5.2.2　物理性能（表 13.15-137）

表 13.15-137　30CrMnSiNi2A 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃			线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}（17℃与下列温度（℃）间）					
A_{c1}	A_{c3}	M_s	100	200	300	400	500	600	700
740	820	320	11.37	11.67	12.68	12.90	12.53	13.84	13.97

热导率 λ/W·m^{-1}·K^{-1}（在下列温度,℃）							弹性模量 E/GPa 在下列温度,℃		
100	200	300	400	500	600	700	20	100	200
28.1	29.5	29.9	29.3	28.3	27.0	25.7	206.8	203.8	199.9

5.2.3　热加工工艺参数（表 13.15-138）

表 13.15-138　30CrMnSiNi2A 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却方式
1 180～1 200	1 050～1 120	≥800	缓冷

5.2.4　热处理工艺参数（表 13.15-139 和图 13.15-72）

表 13.15-139　30CrMnSiNi2A 钢热处理工艺参数

项目	软化回火	退火	正火	常规淬火	等温淬火	回火
加热温度/℃	650～680	900±10	900±10	900±10	900±10	200～300
冷却方式	空冷	炉冷至 650℃保温 2 h，空冷	空冷	油淬	180～360℃盐浴等温后油冷	油或空冷

注：等温淬火温度视所需强度而定：需高强度时，应取近下限；反之，可取近上限。等温保温时间，通常为 1 h，300℃以下等温的工件，须回火后使用；300℃以上等温的工件可不回火。

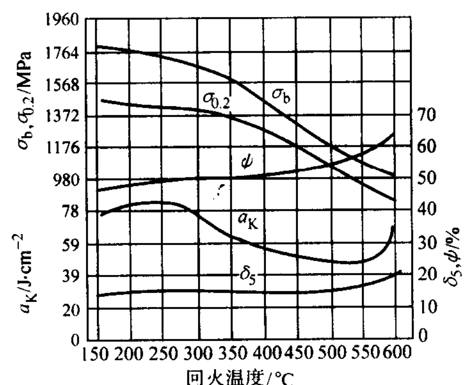


图 13.15-72　30CrMnSiNi2A 钢等温转变曲线

试验用钢主要成分（质量分数）(%)：C0.30，Si1.17，Mn1.17，Cr0.95，Ni1.61；奥氏体化温度 900℃

5.2.5 力学性能（表 13.15-140～表 13.15-143 和图 13.15-73、图 13.15-74）

表 13.15-140 30CrMnSiNi2A 钢室温力学性能

序号	热处理毛坯	热处理	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}
1	试样	900℃油淬,250℃回火,或900℃加热,(260±20)℃等温淬火	≥1 570		≥9	≥40	≥59
2	试样	890℃×30 min 油淬, 290℃×3 h 回火,空冷	1 570～1 860 / 1 730	1 255～1 730 / 1 630	9～19 / 12.3	45～57.3 / 50.5	59～122 / 96

注:序号 1 为 YB6—71 技术标准规定;序号 2 为实际生产的 50 炉钢测试统计结果,其中分子为数据范围,分母为平均值。

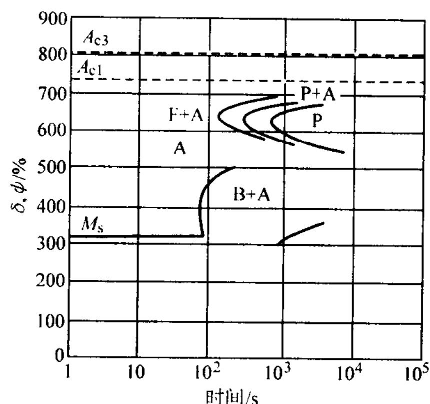


图 13.15-73 30CrMnSiNi2A 钢油淬并在不同温度回火后的力学性能

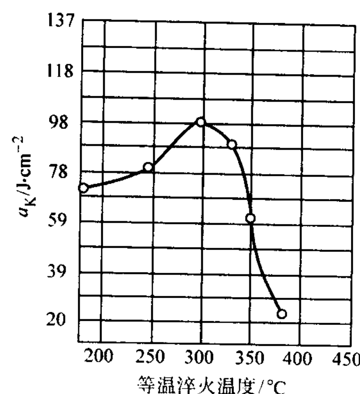
试验用钢主要成分(质量分数)(%):C0.29,Si1.11,Mn1.17,Ni1.58;900℃×40 min 油淬,回火 2 h,空冷

表 13.15-141 30CrMnSiNi2A 钢 900℃油淬并在不同温度回火后的断裂韧度

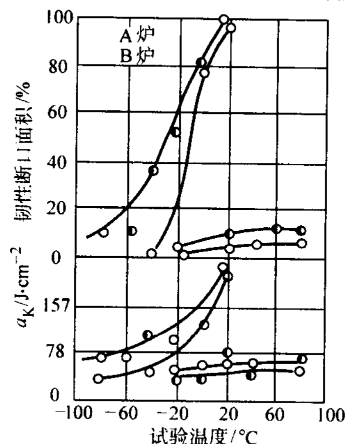
回火温度/℃	200	260	280	300	320	340	360	400
$\sigma_{0.2}$/MPa	1 605	1 635	1 645	1 590	1 605	1 580	1 540	1 380
K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	66.0	67.3	63.9	64.2	58.6	53.3	54.6	54.3

表 13.15-142 30CrMnSiNi2A 钢疲劳极限

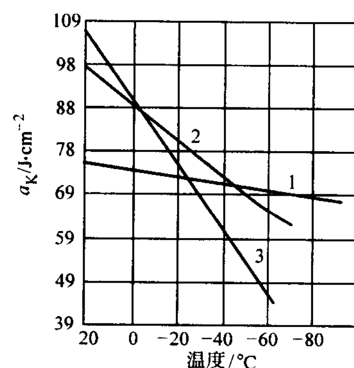
热处理毛坯/mm	热处理	σ_{-1}/MPa
φ25	890℃加热, 300℃等温淬火	720
φ25	890℃油淬, 200℃回火,空冷	715
φ25	890℃油淬, 300℃回火,空冷	696



(a) 不同等温淬火温度对室温冲击韧度的影响



(b) 不同回火工艺对冲击韧性的影响。试验用钢主要成分(质量分数)(%): A炉钢C 0.27,Si 1.05,Mn 1.06,Cr 1.05 Ni 1.66;B炉钢 C 0.30,Si 1.10,Mn 1.07,Cr 1.06,Ni 1.50。回火工艺：实线为900°C 油淬,350°C×2。5h回火,油冷;虚线为900°C油淬,650°C×2.5h 回火油冷 525°C×16h 回火,炉冷



(c)不同热处理对低温冲击韧度的影响。曲线1,用钢主要成分(质量分数)(%):C 0.29,Si 1.11,Mn 1.17,Cr 1.01,Ni 1.58;900°C×40min油淬,250°C×2h回火空冷;曲线2、3,用钢主要成分(质量分数)(%):C 0.29,Si1.11,Mn 1.15,Cr 1.20,Ni 1.70;900°C×10min加热后，分别于300°C及320°C等温淬火

图 13.15-74 不同因素对 30CrMnSiNi2A 钢冲击韧性的影响

表 13.15-143 30CrMnSiNi2A 钢较高温度时的力学性能

热处理	试验温度/℃	σ_b/MPa	δ /%	ψ /%	a_K/J·cm^{-2}
油淬,310℃回火	250	1 665	10	49	64
	300	1 570	14	52	49
油淬,360℃回火	250	1 520	9	52	59

续表 13.15-143

热处理	试验温度/℃	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/J·cm^2
油淬，360℃回火	300	1 520(155)	10	53	57
	350	1 370(140)	10	54	51
270℃等温淬火，310℃回火	250	1 570	10	50	64
	300	1 570	14	52	59
320℃等温淬火，未回火	250	1 470	11	55	78
	300	1 470	12	56	78

5.3 25SiMnMoVA

25SiMnMoVA 钢含有较多的硅、钼、钒元素，回火稳定性好，在 600～660℃回火后仍然有很高的强度，当 $\sigma_b \geq 1\ 000$ MPa、$\sigma_{0.2} \geq 900$ MPa 时，a_K(45°V 形缺口)约为 50～100 J/cm^2，而且调质处理后具有良好的低温冲击韧性。钢的淬透性比 25CrMnSiA钢好。钢只有回火温度达到 600℃左右，碳化物才开始球化并析出新的细小碳化物。为保证回火后碳化物球化得较好，使冲击试样断口呈纤维状并具有良好的冲击韧性，在 630℃左右回火时，保温时间应大于 6 h；在 660℃左右进行回火时，保温时间应大于 4 h。25SiMnMoVA钢的冷、热冲压性及可焊性良好。

25～30SiMnMoVA钢可用于制造中小功率凿岩机的钎尾。

5.3.1 化学成分(表 13.15-144)

表 13.15-144 25SiMnMoVA 钢化学成分(质量分数) %

C	Si	Mn	Mo	V	Cr、Ni	P	S
0.23～0.29	0.80～1.20	0.90～1.30	0.25～0.40	0.07～0.15	≤0.35	≤0.035	≤0.030

5.3.2 物理常数(表 13.15-145)

表 13.15-145 25SiMnMoVA 钢临界点温度 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	A''_r
760	910	785	640	370～540

注：用钢成分(质量分数)(%)：C0.29，Si1.20，Mn1.18，Mo0.59，V0.02，P0.023，S0.004。

5.3.3 力学性能(表 13.15-146～表 13.15-148 和图 13.15-75～图 13.15～77)

表 13.15-146 25SiMnMoVA 钢室温力学性能

产品尺寸/mm	热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HB	备注
			MPa		%				
≤3.0 板	试样	900℃油淬，650℃回火，油冷		≥910	≥8 ≥7(δ_{10})		$d=3a$，弯曲 180°不裂		①
棒材	25	900℃油淬，650℃回火，油冷	≥980	≥833	≥10	≥45	≥69		①
2～28 板	试样	900℃20 min 油淬，660℃40 min 回火，空冷	1 050～960/999	975～887/934	14.5～10/13			187	3 批钢
6.5 板	试样	900℃20 min 油淬，660℃40 min 回火，空冷	1 250～1 215/1 230	1 150～1 122/1 145	15.5～14.5/15.0			187	1 炉钢
ϕ45	25	900℃40 min 油淬，660℃40 min 回火空冷	1 030	916	17.5	59.0	13.0	187	
ϕ120	25	900℃40 min 油淬，650℃40 min 回火，油冷	1 130	1 030	16.0	59.0	116	197	

注：分子为数据范围，分母为平均值。

① 建议力学性能指标。

表 13.15-147 25SiMnMoVA 钢不同温度淬火后的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC
		MPa		%			
20	880℃60 min 油淬，660℃120 min 回火，油冷	1 315	1 280	12.0	50.0	38	43.3
	900℃60 min 油淬，600℃120 min 回火，油冷	1 355	1 305	15.5	50.0	33	46.3
	920℃60 min 油淬，600℃120 min 回火，油冷	1 350	1 290	13.5	48.3	28	45.0

注：1. 数据为两个试样的平均值。

2. 用钢成分(质量分数)(%)：C0.29，Si1.18，Mn1.20，Mo0.59，V0.20，P0.023，S0.004。

表 13.15-148 25SiMnMoVA 钢含碳、钒上下限时的力学性能

热处理毛坯直径/mm	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_K /J·cm^{-2}	HRC
		MPa		%			
试样①	910℃50 min 油淬，200℃115 min 回火，油冷	1 700	1 525	11.8	48.7	49	46～46.5
	910℃50 min 油淬，600℃115 min 回火，油冷	1 230	1 170	17.0	52.3	42	39～41
	910℃50 min 油淬，660℃115 min 回火，油冷	1 005	970	18.5	62.0	127	39～40
试样②	910℃50 min 油淬，200℃115 min 回火，油冷	1 735	1 425	12.5	47.3	39	47～48
	910℃50 min 油淬，600℃115 min 回火，油冷	1 175	1 100	17.0	53.0	61	38～40
	910℃50 min 油淬，660℃115 min 回火，油冷	965	889	19.3	61.0	121	33～34

① 用钢成分(质量分数)(%)：C0.25，Si0.85，Mn1.00，Mo0.26，V0.14，冲击试样为 45°V 形缺口。

② 用钢成分(质量分数)(%)：C0.30，Si1.00，Mn1.15，Mo0.27，V0.09，冲击试样为 45°V 形缺口。

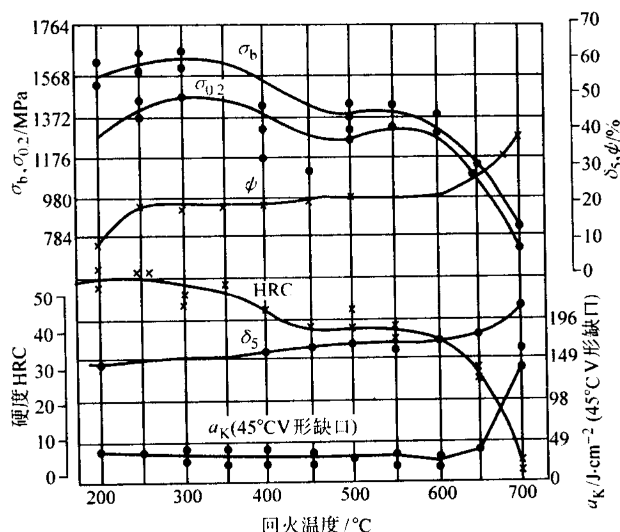


图 13.15-75　25SiMnMoVA 钢不同温度回火后的力学性能
(热处理毛坯直径 20 mm,900℃ 60 min 油淬,
200～650℃回火 120 min 油冷;用钢成分(质量分数)(%):C0.29,
Si1.18,Mn1.20,Mo0.59,V0.20,P0.023,S0.004)

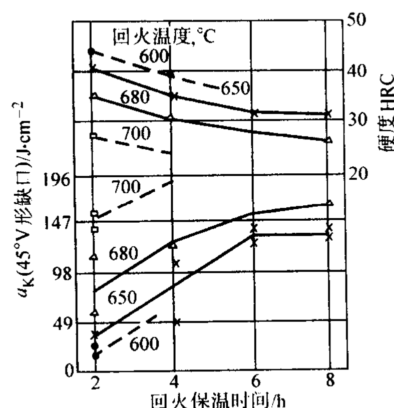
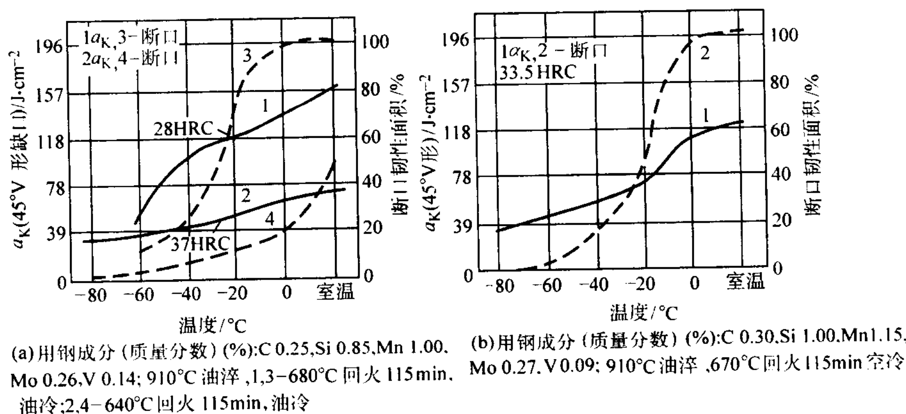


图 13.15-76　回火保温时间对 25SiMnMoVA 钢硬度和冲击韧度的影响
(试样 ϕ20 mm,910℃ 50 min 油淬,回火 115 min,空冷;
用钢成分与图 13.15-80 相同)



(a)用钢成分(质量分数)(%):C 0.25,Si 0.85,Mn 1.00,Mo 0.26,V 0.14;910°C 油淬,1,3-680°C 回火 115min,油冷;2,4-640°C 回火 115min,油冷

(b)用钢成分(质量分数)(%):C 0.30,Si 1.00,Mn1.15,Mo 0.27,V 0.09;910°C 油淬,670°C 回火 115min 空冷

图 13.15-77　25SiMnMoVA 钢调质后的低温冲击韧性

5.3.4　工艺性能(表 13.15-149～表 13.15-151 和图 13.15-78,图 13.15-79)

表 13.15-149　25SiMnMoVA 钢热加工工艺参数

加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
1 180～1 220	1 130～1 200	≥900	退火缓冷

表 13.15-150　25SiMnMoVA 钢热处理工艺参数

项目	退火	焊后预回火	正火	淬火	回火
温度/℃	720	400～500	900～930	900～930	630～660
冷却	炉冷	空气	空气	油	油或水
硬度 HB	≤229			302～248	

表 13.15-151　25SiMnMoVA 钢焊接性能

钢板厚度/mm	块数	使用焊条	单件焊缝总长/mm	裂纹条数	裂纹部位
2.5	5	T_{4251}	1 400		
3.0	20	T_{5051}	6 500	2	热影响区和焊缝上

注:焊接后经调质处理,冷弯 180℃、$d = 3a$,不裂。

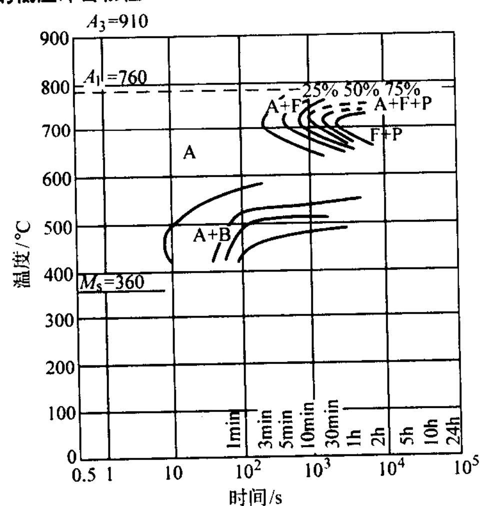


图 13.15-78　25SiMnMoVA 钢等温转变曲线
用钢成分(质量分数)(%):C0.29,Si1.18,Mn1.20,Mo0.59,V0.20,P0.023,S0.004;原始状态为高温回火;
奥氏体化温度 910℃,晶粒度 8 级

5.3.5　交货状态

25SiMnMoVA 钢交货状态为:退火或高温回火,< 229HB 或 d_{HB} ≥4.0 mm。

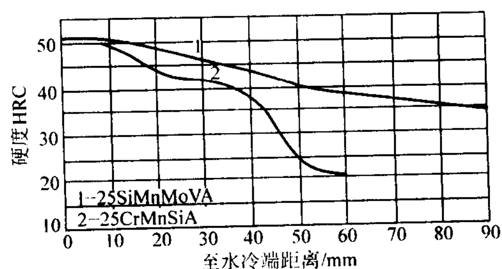


图 13.15-79 25SiMnMoVA 和 25CrMnSiA 钢的淬透性曲线

1—用钢成分同图 13.15-83；930℃ 50 min 加热；

2—用钢成分(质量分数)(%)：C0.27，Si1.23，Mn1.02，Cr0.97，P0.015，S0.003；880℃ 50 min 加热

6 其他钎具用钢

6.1 镐钎用钢

镐钎有风镐钎和液压镐钎，其头部(工作部分)有圆锥尖形、多边尖形、扁形(小扁、大扁)等，多用于城建、道路施工等处。对镐钎的基本要求是：

1)热处理后具有较高的硬度(≥55HRC)，并有一定的韧性相配合，以免崩刃和断裂发生。

2)热处理工艺简便、可行。

3)机加工性能良好。

4)较好的热稳定性，在工作中不易软化。

镐钎用钢有70钢、80钢、65Mn、40CrMnMo、55SiMnMo、35SiMnMoV、$55Si_2Mn$等。

6.2 全钢钎头

炼铁高炉出铁口开口钎、锚杆支护钻进用钎基本上都是全钢的。

全钢钎头多为一次性使用，且用于软岩或非岩石体的钻进。全钢钎头用钢的基本要求是：

1)在热处理状态下具有较高的硬度。一般应≥55HRC，而且要有一定的刚性配合。

2)一定的热稳定性，且在一定的温度范围内或一定的钻进时间内不容易迅速软化。

3)热处理工艺要简单。

4)容易软化退火，切削性能好。

全钢钎头使用的钢种有T7、T7V、T8Cr、95Cr、95CrMo等。

编写：胡 铭(贵阳特钢公司)

参考文献

1 陆世英，张延凯，康喜范，杨长强，王熙．不锈钢．北京：原子能出版社，1995

2 吴玖等著．双相不锈钢．北京：冶金工业出版社，1999.

3 中国特钢企业协会不锈钢分会编．不锈钢实用手册．北京：中国科学技术出版社，2003

4 Davis J R．ASM Specialty Handbook，Stainless Steels．Ohio：ASM International Handbook Park，1994

5 康喜范等．不锈钢．见：殷瑞钰主篇．钢质量近代进展（下篇：特殊钢）．北京：冶金工业出版社，1995

6 Hideki Uno et al．Effect of Nb on Intergranuar Precipitatian behavior of Cr ecarbide in N – bearing Austenitie stainless steels．The Sumitomo Search，1993，54（10）：48 ~ 55

7 Naoto OHKUBO et al．Effect of alloging elements on the mechanical properties of stable Austenitic stainless steel．ISIJ Internalional，1994，34（9）：764 ~ 772

8 Bermauer J，Speidel M O．Effect of carban in high – nitrogen corrosion – resistant Austenific steels．In：Speide L M．O．etal ed．HNS 2003 High Nitrogen steels．Zurich：2003．159 ~ 215
Speidel M．O．From high – nitrogen steel CHNS to high – interstitial allogs（HIA）．ibid，Zurich：2003．1 ~ 8

9 Speidel M．O，MingLing Zheng – Cui．high – nitrogen Austenitie stainlesssteels．ibid，Zurich：2003．63 ~ 78

10 Markus Diener et al．Fatigue and Corrosion fatigue of high – nitrogen Austenitic stainless steel．ibid，Zurich：2003．211 ~ 216．
Saller G．et al．High nitrogen alloged steels for non – magnetie drill callars standard steel grades and Latest devolopments．ibid，Zurich：2003．129 ~ 138

11 Hannes J C．et al．Nichel and chromium based high nitrogen alloys．ibid，Zurich：2003．101 ~ 107

12 Menzel J．et al．high nitrogen containing Ni – free austenitie steels for medical applioantions．ISIJ international，1996，36（7）：893 ~ 900

13 Yuji IKEGAMI，RiKiO NEMOTO．Ettect of thermo – mechanical treatment on machanical properties of high – nitrogen cantaning cr – Mn – Ni austenitie stainless steels．ibit，1996，37（7）：855 ~ 861

14 康喜范，张延凯．25 – 20 型铬镍奥氏体不锈钢的成分优化和组织性能研究．钢铁研究学报，1995，7（4）：35 ~ 41

15 陆世英．200 系列（锰系）不锈钢的主要进展．不锈，2004，（1）：4 ~ 13

16 康喜范，荣凡．氮对 Cr18 – Ni8 型超低碳奥氏体不锈钢性能的影响．不锈，2004，（1）：14 ~ 18
Hans BERNS．Manufacture and Applieation of high nitrogen steels．ISIJ International，1996 36（7）：909 ~ 914

17 康喜范．超级不锈钢的近代进展．不锈，2003，（3）：1 ~ 10

18 铃木　聪，石井　勝己，平松　直人，宫楠克久．高加工オ|ステナイト系抗菌ステンレス钢 NSSAM – 4の開會．日新制鋼技報，平成 13 年（2001）81：21 ~ 28

19 山崎和信，武木敏彦．热中性子遮蔽用オ"ロン添加ステンレス鋼（NSS304B）。日新制鋼技報，平成 6 年（1994），70（9）：109 ~ 113

20 Fujimura H，Tsuge S．Effect of Nb on Strenth and corrosion – resistance in low carbon Martensitic stainless steel．材料ヒプロセス（CAMP – ISIJ）平成 9 年（1997），11（10）：568

21 机械工程材料性能数据手册编委会．机械工程材料数据手册，北京：机械工业出版社，1994

22 A．John sedriks．Corrosion of Stainless Steel，second ed．New Jersey：A Wiley Inter – Aeience Publication John Wiley & Sons．Ine．1996

23 机械工程手册、电机工程手册编辑委员会．机械工程手册，工程材料卷．北京：机械工业出版社，1996

24 师昌绪主编．材料大辞典．北京：化学工业出版社，1994

25 殷瑞钰主编．钢的质量现代进展．北京：冶金工业出版社，1995

26 孙珍宝，朱谱藩，林慧国等．合金钢手册，下册第一分册（修订版）．北京：冶金工业出版社，1992

27 邓玉昆，陈景榕，王世章主编．高速工具钢．第一版．北京：冶金工业出版社，2002

28 Proceedings of First International High Speecd Steel Conference．Leoben．1990．Leoben：BöHLER．1990

29 中国机械工程学会编．热处理手册．第二卷．第二版．工具的热处理．北京：机械工业出版社，1991

30 殷瑞钰主编．钢的质量现代进展．北京：冶金工业出版社，1995

31 机械工程手册、电机工程手册编辑委员会．机械工程手册工程材料卷．北京：机械工业出版社，1996

32 孙珍宝，朱谱藩，林慧国等．合金钢手册，下册第一分册（修订版）．北京：冶金工业出版社，1992

33 朱应波，祖荣祥．国外弹簧钢生产技术．北京：冶金工业出版社，1993

34 祖荣祥．钢铁研究学报．1997，9（1）50

35 殷瑞钰主编．钢的质量现代进展（下篇）．第 1 版．北京：冶金工业出版社，1995

36 张清主编．金属磨损和金属耐磨材料手册．第 1 版．北京：冶金工业出版社，1991

37 郝石坚．高铬耐磨铸铁．第 1 版．北京：煤炭工业出版社，1993

38 李卫．我国耐磨材料耐磨铸件的标准化．铸造，2000，49（S1）：597 ~ 600

39 王洪发．金属耐磨材料的现状与展望．铸造，2000，49（S1）：577 ~ 581

40 方鸿生等．Mn – B 系空冷贝氏体钢耐磨材料的新发展．铸造，2000，49（S1）：594 ~ 596

41 董方等．中碳低合金马氏体钢衬板的研制．铸造，2000，49（S1）：268 ~ 271

42 符寒光等．多元低合金贝氏体铸钢磨球的研究和应用．铸造，2000，49（S1）：643 ~ 645

43 张金山等．中碳中锰钢衬板的研究．铸造，2000，49（S1）：663 ~ 665

44 蒋业华等．Si – Mn – Cr – Mo 耐磨铸钢锤头的研制．铸造，2000，49（S1）：728 ~ 730

45 解培民．离心铸造耐磨球铁复合托辊的研究和应用．铸造，2000，49（S1）：718 ~ 720

46 张立波等．铸造抗磨材料的发展概况与趋势．现代铸

铁，1999，12~15

47 缪良．我国铸造工业之现状与展望．现代铸铁，2001，1~7

48 赵爱民等．余热淬火贝氏体/马氏体复合铸铁磨球的研制．铸造，2000，49（7）：402~405

49 付通顺等．用贝氏体球铁铸造湿磨机磨球．现代铸铁，2001，(2) 41~42

50 符寒光．离心铸造球铁复合托辊的研究和应用．现代铸铁，2000，16~19

51 刘海峰等．高速钢复合轧辊的研究现状及进展．钢铁研究学报，1999，11（5）：67~71

52 刘海峰等．高碳高钒系高速钢的耐磨性研究．摩擦学学报，2000，20（6）：401~406

53 符寒光．耐磨高速钢辊环的研究．铸造，2000，49（S1）：666~668

54 山口智则等．超纯净轴承钢制造工艺的开发．电气制钢，2002，73（1）：61~66

55 土井健司等．长寿命轴承钢的开发．国外轴承技术，2002，(3)，28~32

56 雷建中，魏果能．新型不锈轴承钢 6Cr14Mo 的组织和性能．轴承，2002，(2)：25~27

57 Hanswenmer Zoen，Worner Trojahn，Franzjosef Ebert，长寿命耐蚀高氮马氏体轴承钢．轴承工厂设计，1998，(2/3)，37~40

58 Colleen M. Tomasello，James L. Maloney Ⅲ，Aerospace hearing and gear alloys，ADVANCED MATERIAIS & PROCESSES，1998，7，58~60

59 王昌生等．氧含量对轴承钢疲劳寿命的影响．特殊钢，1990，11（6）：22~28

60 吴亮等．降低高碳铬轴承钢氧含量研究．五钢科技，1998，(6)：18~23

61 蒋国昌编著．纯净钢及二次精炼．上海：上海科学技出版社，1995.9

62 Tardy P，Tolnay，Karoly，et al. Bearing steels；Cleanliness or Inclusion Modification，In：Proc. Of 6th Intern. Iron and steelcong.，ISIJ，Oct，21~26，1990，3：629~638

63 Anon，Steel Times International，3，1992，42

64 魏果能，许达，徐明华等．连铸和模铸轴承钢的冶金质量及接触疲劳寿命．特殊钢，2000，21（5）：43~45

65 魏果能等．连铸工艺生产 GCr15 轴承钢的质量和疲劳寿命的研究．钢铁，2001，36（12 月增刊）：205~208

66 魏果能等．高纯 HCr4Mo4V 高温轴承钢的组织和性能的研究．钢铁，2001，36（12 月增刊）：201~203

67 魏果能等．高纯 HGCr15 轴承钢的组织和性能的研究．金属热处理，1999，(10)：3~6

68 北京科技大学，大连钢厂．大断面轴承钢轧后控制冷却机理研究．1990．10

69 王有铭．轴承钢轧制新工艺及其理论．特殊钢，1991，12（2）：44~48

70 王定武．世界特殊钢棒线材轧机建设近况和前景．特殊钢，1999，20（5）：40~43

71 王永清，魏果能等．GCr4 轴承钢套圈整体感应加热淬火后的组织．金属热处理，1999，(9)：20~22

72 徐进等．模具钢，北京：冶金工业出版社，1998

73 冯小曾，王家瑛，何世禹．提高模具寿命指南．北京：械工业出版社

74 孟凡钦．钢锭浇注与钢锭质量，北京：冶金工业出版社，1994

75 知水，王平等编著．特殊钢炉外精炼．北京：原子能出版社，1996

76 殷瑞钰．钢的质量现代进展．北京：冶金工业出版社，1995

77 姜周华．电渣冶金的物理化学及传输现象．沈阳：东北大学出版社，1999

78 刘宗昌，张羊换，麻永林等．冶金类热处理及计算机应用．北京：冶金工业出版社，1999

79 陈再枝，兰德年．模具钢手册．北京：冶金工业出版社，2002

80 洪达灵等．钎钢与钎具．第 1 版．北京：冶金工业出版社，2000